

Desenvolvimento e Implementação do Processo de Soldadura para Reparação de Peças em Ligas de Titânio para Turbinas e Próteses

André Henrique de Lima Silva

Dissertação do MIEM

Orientador no INEGI: Eng. Rui Jorge Lemos Neto

Orientador na FEUP: Prof.^a Dr.^a Teresa Margarida Guerra Pereira Duarte

Porto, fevereiro de 2015

“O que prevemos raramente ocorre.

O que menos esperamos geralmente acontece.”

Benjamin Disraeli

Agradecimentos

Ao Engº Rui Neto, orientador no INEGI, pela disponibilidade e pela partilha de conhecimentos. Foi uma honra trabalhar com alguém tão experiente e com tanto conhecimento.

À Prof.^a Dr.^a Teresa Duarte, orientadora na FEUP, pela amabilidade e paciência durante a realização deste trabalho. Sem o seu apoio a realização deste trabalho não seria possível.

Ao INEGI pela disponibilização dos meios necessários e em especial à equipa do CETECOF. Em particular, queria agradecer à Armanda Marques por toda a sua preocupação, dedicação e disponibilidade.

À *Zollern & Comandita* pela oportunidade e disponibilização de informações.

À ARSOPI, pela realização das soldaduras TIG, pois sem a sua contribuição este trabalho seria impossível de se realizar.

À Faculdade de Engenharia da Universidade de Aveiro, em especial ao Prof. Dr. António Bastos Pereira, pela oportunidade de realizar as soldaduras laser, e também pela sua simpatia e partilha de conhecimento.

À Filipa, por me ter apoiado e ajudado durante todo este tempo e ainda por ter sido a minha principal força nos momentos mais difíceis.

A todos os meus amigos e colegas, pelos momentos de descontração que me proporcionaram e me ajudaram a ultrapassar esta fase.

Aos meus pais e familiares, por todo amor e carinho.

Por fim, a todos aqueles que de alguma forma contribuíram para a realização deste trabalho.

Resumo

O consumo de ligas de titânio e de aluminetos de titânio tem vindo a aumentar, pois existe um crescente interesse destes metais por parte de determinadas indústrias, devido às suas boas propriedades mecânicas, aliadas a uma baixa densidade e elevada resistência à corrosão. Das várias ligas existentes, a Ti-6Al-4V é a liga mais vulgarmente conhecida, pois é a de maior consumo.

No presente trabalho, foi elaborada uma extensa revisão bibliográfica sobre processos de soldadura que podem ser utilizados na liga Ti-6Al-4V, descrevendo o princípio e a influência nas microestrutura e propriedades mecânicas dos mesmos nesta liga. Conclui-se que, os processos de soldadura por resistência, feixe de eletrões, laser, MIG (*metal inert gas*), TIG (*tungsten inert gas*) e e fricção, são os mais comuns na utilização de ligas de titânio. Dadas as características de cada processo, também se conclui que a soldadura TIG e a soldadura laser são os processos mais adequados para a reparação de próteses, sendo este o principal objetivo do trabalho.

A componente prática deste trabalho, apenas contempla os processos de soldadura TIG e laser. Para além destes processos serem os que apresentam melhores características para a reparação de próteses por soldadura, foram os únicos com disponibilidade de equipamentos. Neste sentido, realizaram-se ensaios na área da soldadura TIG para caraterizar a resistência mecânica de juntas e medição de microdurezas e de rugosidades. Além disto, também foi efetuada a reparação de uma prótese de anca e foi avaliada a influência da soldadura nas zonas reparadas. Em relação à soldadura laser, efetuaram-se ensaios preliminares utilizando um laser pulsado Nd:YAG, de modo a compreender a influência dos parâmetros na geometria do cordão de soldadura e a sua influência na microestrutura da liga Ti-6Al-4V.

Abstract

The use of titanium alloys and titanium aluminides has been rising . There is a growing interest on these metals by certain industries because of their good mechanical properties combined with a low density and high corrosion resistance . The various existing alloys, the Ti-6Al-4V alloy, is the most common due it higher consumption.

In this study, an extensive literature review was prepared on the welding processes that can be used in Ti-6Al-4V alloy, describing their principle and influence on the microstructure and mechanical properties. In conclusion, the most common welding processes for titanium alloys are by resistance , electron beam , laser, MIG (metal inert gas) , TIG (tungsten inert gas) and friction. Given the characteristics of the welding processes, TIG and laser welding are best suited for the repair of implants , which is the main objective of the this work .

The practical component of this work , only deals with TIG and laser welding processes . In addition to these processes are those with the best features for repairing prostheses, only TIG and laser welding were available to do the experience. In this sense , tensile tests were caried on TIG welding to characterize the mechanical strength of welding joints, measuring microhardness and roughness also was done. Besides, it was also performed a repair of a hip implant by TIG welding and the influence of welding process was evaluated. In laser welding, preliminary tests was performed using a pulsed laser Nd : YAG laser, in order to understand the influence of the welding parameters on the geometry of the weld bead and its influence on Ti- 6Al -4V alloy microstructure.

Índice

1	Introdução	1
1.1	Objetivos.....	1
1.2	Apresentação da empresa INEGI	1
1.3	Enquadramento da dissertação na empresa INEGI.....	2
2	História	3
3	Aspetos Tecnológicos	5
3.1	Processo de Kroll	6
3.2	Processo de Hunter.....	9
3.3	Comparação de processos.....	10
3.4	Lingote de titânio	11
3.4.1	Processos de fusão do titânio	13
3.4.1.1	Fusão por arco elétrico	13
3.4.1.2	Fusão por plasma e por feixe de eletrões	14
3.5	Processos alternativos para produção de titânio	16
4	Análise de Mercado e aplicações.....	23
4.1	Principais produtores	23
4.2	Principais consumidores.....	26
4.2.1	Indústria aeronáutica	27
4.2.2	Indústria médica.....	30
4.2.3	Indústria automóvel.....	33
4.2.4	Indústria química e petroquímica	34
5	Metalurgia.....	36
5.1	Estrutura cristalina e influência dos elementos de liga	36
5.2	Titânio comercialmente puro	39
5.3	Ligas α e quase- α	40
5.4	Ligas $\alpha + \beta$	41
5.4.1	Microestrutura	41

5.4.1.1	Microestrutura lamelar	41
5.4.1.2	Microestrutura equiaxial	45
5.4.1.3	Microestrutura bi-modal	46
5.4.2	Influência do tipo microestrutura nas propriedades mecânicas	47
5.4.2.1	Microestrutura lamelar	48
5.4.2.2	Microestrutura equiaxial	50
5.4.2.3	Microestrutura bi-modal	50
5.5	Ligas β	52
5.6	Comparação das diferentes ligas	54
5.7	Aluminetos de titânio	55
6	Fundição por cera perdida de ligas de titânio	59
6.1	Processamento	60
6.2	Principais defeitos	64
6.2.1	Rechupes	65
6.2.2	Porosidade gasosa	65
6.2.3	Cavidades por falta de penetração de soldadura	67
6.2.4	Inclusões cerâmicas	68
6.2.5	Inclusões metálicas de tungstênio	69
6.3	Formação de <i>a case</i> nas peças vazadas	70
6.3.1	Maquinagem química	71
6.3.1.1	Ensaio de rugosidade	72
6.3.1.2	Ensaio de microdureza	72
6.3.1.3	Levantamento de forma	73
7	Processos de soldadura	75
7.1	Cordão de soldadura	77
7.2	Soldabilidade das ligas de titânio	79
7.2.1	Ligas α , quase α e Ti CP	79
7.2.2	Ligas $\alpha+\beta$	79
7.2.3	Ligas β	80
7.3	Soldadura MIG	81
7.3.1	Modos de transferência de metal no arco	83

7.3.1.1	<i>Transferência de metal por spray ou pulverização</i>	84
7.3.1.2	<i>Transferência por curto-circuito</i>	84
7.3.1.3	<i>Transferência globular</i>	85
7.3.1.4	<i>Transferência por arco pulsado</i>	86
7.3.2	<i>Efeito wandering</i>	87
7.4	Soldadura TIG	89
7.4.1	Gases de proteção.....	90
7.4.2	Modos de corrente	91
7.4.2.1	<i>Corrente contínua</i>	91
7.4.2.2	<i>Corrente alternada</i>	92
7.4.3	Elétrodo.....	93
7.4.4	Tochas.....	95
7.4.5	Soldadura A-TIG	98
7.4.6	Soldadura Keyhole TIG	101
7.4.7	Influência do processo TIG.....	103
7.4.8	Guia de soldadura TIG para titânio	107
7.4.8.1	<i>Preparação das juntas</i>	108
7.4.8.2	<i>Proteção gasosa</i>	109
7.4.8.3	<i>Preparação do eletrodo de tungstênio</i>	111
7.4.8.4	<i>Material de adição</i>	112
7.4.8.5	<i>Posições de soldadura</i>	113
7.4.8.6	<i>Parâmetros</i>	114
7.4.8.7	<i>Inspeção do cordão</i>	115
7.5	Soldadura por plasma.....	120
7.5.1	Aplicação em titânio e suas ligas.....	122
7.5.1.1	<i>Influência na microestrutura e nas propriedades mecânicas</i>	123
7.6	Soldadura laser	126
7.6.1	Laser Nd:YAG.....	127
7.6.1.1	<i>Modos do laser</i>	128
7.6.1.2	<i>Modos de soldadura</i>	130
7.6.2	Aplicação em titânio e suas ligas.....	131

7.6.2.1	<i>Influência na microestrutura e nas propriedades mecânicas</i>	137
7.7	Soldadura por feixe de elétrons	141
7.7.1	Aplicação em titânio e suas ligas	142
7.7.1.1	<i>Influência na microestrutura e nas propriedades mecânicas</i>	142
7.8	Soldadura por fricção	145
7.8.1	Soldadura por fricção rotacional	145
7.8.2	Soldadura por fricção radial	146
7.8.3	Soldadura por fricção linear	147
7.8.4	Soldadura por <i>Friction Stir Welding (FSW)</i>	149
7.8.4.1	<i>Influência na microestrutura e nas propriedades mecânicas</i>	150
7.9	Soldadura por resistência	153
7.9.1	Soldadura por resistência do tipo pontos	153
7.9.1.1	<i>Influência na microestrutura e nas propriedades mecânicas</i>	154
7.9.2	Soldadura por resistência do tipo costura	155
7.9.2.1	<i>Influência na microestrutura e nas propriedades mecânicas</i>	156
8	Procedimento Experimental, Apresentação e Discussão de Resultados	158
8.1	Material base	160
8.1.1	Análise microestrutural	161
8.1.2	Propriedades mecânicas	164
8.2	Soldadura TIG	167
8.2.1	Propriedades mecânicas	168
8.2.2	Comparação de resultados	172
8.2.3	Análise microestrutural	174
8.2.4	Medição de rugosidades	176
8.2.5	Medição de microdurezas	182
8.2.6	Reparação de uma prótese de anca em Ti-6Al-4V	185
8.2.6.1	Análise microestrutural	187
8.2.6.2	Levantamento de forma	189
8.3	Soldadura laser	191
8.3.1	Morfologia do cordão de soldadura e análise microestrutural	196
8.3.2	Medição de microdurezas	199

9	Conclusões	203
10	Trabalhos futuros	205
11	Referências Bibliográficas.....	207
	Anexos	213
	Anexo A: Dimensões do provete para ensaio de tração do provete	215
	Anexo B: Perfis de rugosidade	216
	Anexo C: Levantamento de forma.....	224

Lista de figuras

Figura 1- Minérios do titânio: a) rutilo; b) ilmenita	3
Figura 2-Esponja de titânio.	4
Figura 3- Corte transversal do lingote de esponja de titânio, assinalando as várias zonas com diferente grau de pureza.	7
Figura 4-Distribuição relativa dos principais custos de produção do titânio esponja.	8
Figura 5 - Refusão a arco sob vácuo para obtenção de lingote de titânio.	11
Figura 6 - Distribuição dos semi-produtos de titânio.	12
Figura 7 - Lingote após ter saído do forno de aquecimento para operações de conformação.	12
Figura 8 - Processo de transformação de lingotes em produtos padrão	13
Figura 9 - Esquema de um forno de fusão por arco elétrico	14
Figura 10 - Ilustração de um forno com fusão por arco plasma	15
Figura 11 - a) Titânio granulado; b) titânio líquido.....	17
Figura 12 - Tecnologias que podem ser aplicadas em cada uma das fases de produção de titânio... ..	18
Figura 13 - Processo Quebec Fe & Ti	20
Figura 14 - Processo de Armstrong	21
Figura 15 - Processo de redução FFC.....	22
Figura 16 - Distribuição geográfica da capacidade de produção de esponja de titânio em 2013	23
Figura 17 - Previsão da produção de esponja de titânio até 2018	25
Figura 18 - Distribuição do consumo de titânio pelos principais setores em 2010 e 2011.	26
Figura 19 - Distribuição do consumo de titânio por sector na China em 2011	27
Figura 20 - Produção de esponja de titânio e entrega de aeronaves até 2018	28
Figura 21 - Distribuição do consumo de materiais na indústria aeronáutica	28
Figura 22 - Ligas para cada secção de um motor a jato	29
Figura 23 - Distribuição do consumo de titânio na indústria aeroespacial pelas principais aplicações	30
Figura 24 - a) parafusos dentários; b) prótese dentária	32
Figura 25 - a) coração artificial com partes em titânio; b) dispositivos de prótese de anca	32
Figura 26 - Exemplos de aplicações de titânio. a) biela; b) válvulas de admissão; c) válvulas de escape; d) pinos de travão; e) vedantes; f) parafusos de jante.....	34
Figura 27 - a) permutador de placas; b) turbina a vapor	35
Figura 28 - Estrutura cristalina da fase α e β	36
Figura 29 - Influência da adição de elementos nos diagramas de fase de ligas de Ti	37
Figura 30 - Diagrama de fase tridimensional para classificar as ligas de Ti	38
Figura 31 - Diagrama de fase e m microestruturas do Ti-6Al-4V a diferentes temperaturas, quando sujeito a arrefecimento ao ar	42
Figura 32 - Efeito da taxa de arrefecimento desde a fase β na microestrutura da Ti-6Al-4V.....	43

Figura 33 - Diagrama de fases da liga do tipo Ti-6Al-4V	44
Figura 34 - a) martensite acicular do Ti-6Al-4V; b) martensite compacta do Ti-6Al-4V.....	45
Figura 35 - Microestrutura equiaxial da liga Ti-6Al-4V: a) grão fino; b) grão grosseiro	46
Figura 36 - Microestrutura bi-modal da liga Ti-6Al-4V	47
Figura 37 - Efeito da taxa de arrefecimento na tensão de cedência e na ductilidade de ligas alfa+beta	49
Figura 38 - Comparação de microestruturas: a) Titânio CP b), c) liga alfa+beta	50
Figura 39 - Tipos de microestruturas da liga β : a) recozida b) processada c) bi-modal	52
Figura 40 - Diagrama de fases Ti-Al	55
Figura 41 - Tipos de microestruturas de uma liga do tipo γ -TiAl.....	56
Figura 42 - Comparação dos tempos de resposta de turbocompressores em INCONEL 713C e TiAl ...	57
Figura 43 - Aplicações de γ -TiAl num automóvel: a) turbocompressor b) válvulas	58
Figura 44 - Processo de fundição por cera perdida	61
Figura 45 - Comparação do ciclo de vida à fadiga de peças fundidas, fundidas + HIP e forjada no estado recozido na liga Ti-6Al-4V.....	62
Figura 46 - Rechupe devido à fundição por cera perdida de titânio.....	65
Figura 47 - Poros resultantes do processo de fundição da liga Ti-6Al-4V	66
Figura 48 - Micrografia de uma cavidade resultante do processo de reparação por soldadura	68
Figura 49 - Microfotografia de uma inclusão cerâmica	69
Figura 50 - Formação de α -case na liga Ti-6Al-4V: a) microestrutura; b) perfil durezas	70
Figura 51 - Taxa de remoção de Ti6Al4V numa solução 20% HNO ₃ e 3% HF.....	71
Figura 52 - Medição de rugosidade	72
Figura 53 - Ensaio de dureza Vickers	73
Figura 54 - GOM Atos triple scan.....	74
Figura 55 - Processos de soldadura aplicados ao titânio e suas ligas	76
Figura 56 - Zonas de um cordão de soldadura	77
Figura 57 - Perfis de cordões de soldadura de alguns processos	78
Figura 58 - Processo MIG	81
Figura 59 - Modos de transferência para diferentes condições de tensão e intensidade de corrente	83
Figura 60 - Modo de transferência do tipo <i>spray</i>	84
Figura 61 - Modo de transferência do tipo curto-circuito	85
Figura 62 - Modo de transferência do tipo globular	86
Figura 63 - Modo de transferência do tipo arco pulsado.....	87
Figura 64 - Cordões de titânio obtidos por soldadura MIG: a) efeito <i>wandering</i> ; b) correção obtida pelo método da vibração	88
Figura 65 - Soldadura TIG com material de adição	89
Figura 66 - Polaridades do eletrodo em corrente contínua: a) positiva b) negativa.....	92
Figura 67 - Corrente alternada e efeito da DCEP	93
Figura 68 - Tocha TIG: a) componentes; b) montada	96

Figura 69 - Efeito do difusor na tocha TIG	96
Figura 70 - Tocha arrefecida a água.....	97
Figura 71 - Construção do arco elétrico em soldadura A-TIG.....	98
Figura 72- Comparação da largura dos cordões de soldadura em titânio obtidos por TIG e A-TIG....	99
Figura 73- Dimensões da solda obtida por TIG e influência dos fluxos na soldadura A-TIG em Ti CP grau 2.	99
Figura 74- Macroestrutura obtida pelo processo TIG e A-TIG em Ti CP grau 2.	100
Figura 75- Afastamento do metal fundido pelas forças do arco elétrico, keyhole.....	101
Figura 76 - Macroestrutura da junta soldada por keyhole TIG na liga Ti-6Al-4V	102
Figura 77 - Microestruturas da junta soldada da liga Ti-6Al-4V: a) Keyhole TIG b) TIG.....	103
Figura 78 - Macroestrutura da região soldada por TIG c) e microestruturas após recozimento: a) zona de fusão; b) material base	104
Figura 79 - Comportamento à fadiga do material base e da soldadura obtida por TIG: a) fadiga de baixo ciclo b) fadiga de alto ciclo	105
Figura 80- Microestruturas obtidas por soldadura TIG em placas de Ti-6Al-4V com 5.4mm: a) zona fundida b) ZAC	106
Figura 81 - Perfil de microdurezas ao longo da soldadura obtida pelo processo TIG	107
Figura 82 - Operação de limpeza da junta: a) esmeril; b) lima	108
Figura 83 - Tipos de junta: a) junta em V; b) Junta duplo V	109
Figura 84- Proteção secundária gasosa: a) trilho; b) fita adesiva.....	110
Figura 85 - a) câmara de purga; b) monitor de O ₂	111
Figura 86 - Preparação do eletrodo de tungsténio: a) esmeril; b) dimensões	112
Figura 87 - Posições de soldadura para juntas em V	114
Figura 88 - Perfis de cordões de soldadura aceitáveis e inaceitáveis	116
Figura 89 - Influência da proteção gasosa: a) proteção de todos os lados; b) sem proteção pela parte inferior.....	116
Figura 90 - Cor dos cordões de soldadura em titânio	117
Figura 91 - Radiografias de defeitos de cordões de soldadura: a) inclusões de tungsténio; b) falta de fusão; c) porosidade; d) fissuras	118
Figura 92 - Configuração de uma tocha de soldadura por plasma	120
Figura 93 - Macroestruturas das juntas de soldadura obtidas por: a) TIG; b) Plasma	124
Figura 94 - Macroestruturas de juntas de Ti-6Al-4V obtidas por: a) Plasma controlado; b) Plasma <i>keyhole</i>	125
Figura 95-Princípio de funcionamento do laser.	127
Figura 96- Laser Nd:YAG tubular: a) díodo b) lâmpada	128
Figura 97 - Alguns tipos de pulso laser.....	129
Figura 98- Sobreposição na soldadura laser.....	129
Figura 99- Algumas das características do laser pulsado.	130
Figura 100 - Modos de soldadura por laser: a) condução; b) <i>keyhole</i>	131

Figura 101 - Material cirúrgico soldado por laser	132
Figura 102 - Reparação de implante dentário em titânio por soldadura laser: a) implante fissurado; b) implante reparado	132
Figura 103 - Macroestruturas de soldadura laser <i>keyhole</i> em Ti-6Al-4V para diferentes espessuras: a) 9,3 mm; b) 3,2 mm.....	133
Figura 104 - Velocidade de soldadura vs espessura do material para a liga Ti-6Al-4V.	134
Figura 105 - Rácio penetração/largura do cordão em função da velocidade de soldadura	135
Figura 106 - Macrografia da secção transversal de um cordão obtido por laser em placas de Ti-6Al-4V com 4mm de espessura, utilizando diferentes velocidades de soldadura: a) 4mm/min; b) 6mm/min	135
Figura 107 - Influência da concentração de oxigénio na cor e dureza na soldadura laser de chapas de Ti CP com 0.5mm de espessura.	136
Figura 108- Influência do gás de proteção na soldadura laser: a) argon b) hélio	136
Figura 109 - Microestruturas do material base (MB) zona afetada pelo calor (ZAC) e zona de fusão (ZF) das soldaduras: a) TIG; b) Laser.....	137
Figura 110 - Distorções após soldadura: a) flexão longitudinal por laser; b) flexão longitudinal por TIG; c) distorção angular por laser; d) distorção angular por TIG	139
Figura 111 - Microestruturas da zona de fusão de juntas de Ti-6Al-4V com 0.8 mm de espessura obtidas por: a) laser; b) TIG	139
Figura 112- Perfil de microdurezas ao longo da junta de soldadura obtida por laser, em Ti-6Al-4V com espessura de 0,8 mm.....	140
Figura 113 - Soldadura por feixe de eletrões	141
Figura 114 - Microestruturas de juntas de Ti CP obtidas por soldadura por feixe de eletrões: a) ZAC; b) Zona de fusão	142
Figura 115 - Microestruturas de juntas de Ti-6Al-4V obtidas por soldadura por feixe de eletrões: a) Zona de fusão; b) ZAC	144
Figura 116 - Soldadura por fricção rotacional: a) inércia; b) continua	146
Figura 117 - Princípio da soldadura por fricção radial	147
Figura 118 - Lâmina soldada a um rotor de um motor de avião por soldadura de fricção lineal.....	148
Figura 119 - Microestrutura da junta de soldadura entre a lâmina e o rotor	148
Figura 120 - Princípio de funcionamento da soldadura Friction Stir Welding (FSW)	149
Figura 121 - Perfil de temperaturas para os processos de soldura TIG e FSW	150
Figura 122 - Microestruturas obtidas por FSW na zona de fricção utilizando: a) 650 rpm; b) 750 rpm	151
Figura 123 - Macroestrutura de uma junta de Ti-6Al-4V com 25 mm de espessura soldada por FSW.....	151
Figura 124 - Microestrutura da junta de Ti-6Al-4V soldada por FSW	152
Figura 125 - Ciclo da soldadura por resistência do tipo pontos	154
Figura 126 - Microestruturas de juntas de Ti CP grau 2 soldadas por resistência por pontos, em diferentes condições: a) 2000 N e ar; b) 6000 N e argon.....	155

Figura 127 - Princípio da soldadura por resistência do tipo costura	156
Figura 128 - Microestrutura de uma junta de Ti CP grau 3 obtida por soldadura por resistência do tipo costura	156
Figura 129 - Corte do titânio através de disco	161
Figura 130 - Cortes no material base para observação das microestruturas: L- longitudinal; T- transversal	162
Figura 131 - Amostra montada	162
Figura 132 - Polimento das amostras.....	163
Figura 133- Microestruturas do material base: a) longitudinal b) transversal	164
Figura 134 - Provetes do material base para ensaios de tração	164
Figura 135 - Curva tensão vs deformação obtida nos ensaios de tração do material base em Ti-6Al-4V	165
Figura 136 - Proteção gasosa dos provetes de Ti-6Al-4V soldados por TIG	167
Figura 137 - Provetes para caracterização da junta soldada por TIG: a) após soldadura; b) após maquinagem	168
Figura 138- Curva tensão vs deformação obtida no ensaio de tração do provete soldado utilizando a vareta de 1,6mm de diâmetro.....	170
Figura 139 - Curva tensão vs deformação obtida nos ensaios de tração dos provetes soldados utilizando a vareta de 3 mm de diâmetro	171
Figura 140 - Comparação das curvas do ensaio de tração dos provetes soldados	172
Figura 141- Comparação da zona de fratura dos provetes: a) e b) provetes soldados com vareta de 1,6 mm; c) e d)- provetes soldados com vareta de 3 mm; e) material base.....	173
Figura 142 - Corte dos cordões de soldadura para montagem de amostras	174
Figura 143 - Microestruturas dos provetes soldados: a) e c) fronteira entre a zona de fusão e a ZAC para os provetes soldados com vareta de diâmetro 1,6 mm e 3 mm, respetivamente; b) e d) zona de fusão dos provetes soldados com vareta de diâmetro 1,6 mm e 3 mm, respetivamente	175
Figura 144- Furação das barras de Ti-6Al-4V: a) processo de furação b) furo final c) furo reparado por soldadura TIG.....	177
Figura 145 - a) barra após fresagem; b) corte do furo para montagem de amostra	177
Figura 146- a) barra após maquinagem química b) medição da espessura	179
Figura 147- Medição da rugosidade: a) axial b) transversal.....	180
Figura 148- Microestrutura do furo reparado em diferentes zonas: a) centro do furo; b) ampliação da zona de fusão; c) ZF, ZAC e MB; d) interface entre ZAC e ZF	182
Figura 149 - Calotes resultantes da medição de microdurezas: a) vertical; b) horizontal	183
Figura 150 - Perfil de microdurezas medido na vertical do furo reparado	183
Figura 151 - Perfil de microdurezas medido na horizontal do furo reparado	184
Figura 152- Prótese de anca em Ti-6Al-4V: a) defeitos por reparar; b) prótese reparada	185
Figura 153- Ferramentas para acabamento: a) lixa de banda; b) ferramentas manuais.....	186

Figura 154- a) prótese após lixagem; b) prótese após maquinagem química; c) zona 1 reparada por soldadura; d) zona 3 reparada por soldadura.....	187
Figura 155- Microestruturas da prótese reparada: a) diferentes zonas (ampliação 15x); b) material base; c) zona de fusão 2; d) zona de fusão 3	188
Figura 156 - Poros na prótese reparada por soldadura.....	189
Figura 157 - Levantamento de forma: a) pontos alvo na prótese; b) GOM Atos Triple Scan	190
Figura 158 - Resultados do levantamento de forma da prótese	190
Figura 159 - Aspeto dos cordões por soldadura laser na primeira fase: a) perfuração; b) soldadura por condução	193
Figura 160 - a) binóculos e iluminação da Sisma SAW 300 b) fixação das placas por um grampo	194
Figura 161 - Fratura do cordão obtido pelo ensaio 2	195
Figura 162- Caracterização dimensional da secção da soldadura.	196
Figura 163 - Microestruturas da secção dos cordões de soldadura obtidas por laser: a) 3º ensaio; b) 4º ensaio; c) 6º ensaio; d) 7º ensaio; e) 8º ensaio; f) 9º ensaio	197
Figura 164 - Penetração da soldadura para uma potência de pico de 3 kW.....	198
Figura 165 - Microestrutura da soldadura laser obtida no 7º ensaio	199
Figura 166 - Perfil de microdurezas da soldadura laser medido na vertical	200
Figura 167 - Perfil de microdurezas da soldadura laser medido na horizontal	200

Lista de tabelas

Tabela 1 - Consumo específico de energia do processo de Hunter e Kroll	10
Tabela 2 - Resumo das novas tecnologias de redução	19
Tabela 3 - Ligas utilizadas em aplicações médicas	31
Tabela 4 - Custo do titânio em comparação com outros metais usados na indústria automóvel.....	33
Tabela 5 - Ligas de titânio e respetivas aplicações, para a indústria automóvel	34
Tabela 6 - Exemplos de ligas de Ti	37
Tabela 7 - Composição química do titânio CP	39
Tabela 8 - Influência do tipo de microestrutura nas propriedades das ligas de titânio.....	48
Tabela 9 - Propriedades mecânicas de microestruturas bimodais da liga Ti-6Al-4V.....	51
Tabela 10 - Influência dos tipos de microestruturas das ligas B nas propriedades mecânicas.....	53
Tabela 11 - Propriedades das ligas α , $\alpha+\beta$ e β	54
Tabela 12 - Comparação de propriedades mecânicas de peças fundidas em Ti-6Al-4V em diferentes condições.....	62
Tabela 13 - Defeitos das fundições de titânio ao longo do processo	64
Tabela 14 - Limites de porosidade nas soldaduras de titânio.....	67
Tabela 15 - Condições típicas para soldadura MIG de titânio e das suas ligas	82
Tabela 16 - Gases de proteção aplicados à soldadura TIG para diferentes metais	90
Tabela 17 - Efeito da intensidade de corrente nas extremidades do eletrodo.	94
Tabela 18 - Designação e especificações dos eletrodos de tungsténio utilizados em soldadura TIG .	95
Tabela 19 - Características dos tipos de tocha	97
Tabela 20 - Propriedade mecânicas das juntas soldadas da liga Ti-6Al-4V por processo TIG e A-TIG	100
Tabela 21 - Propriedades mecânicas do material base e da solda obtida por keyhole TIG, da liga Ti-6Al-4V	103
Tabela 22 - Propriedades mecânicas do material base e da solda obtida por TIG, após recozimento.	105
Tabela 23 - Propriedades mecânicas do material base e da solda obtida por TIG, sem nenhum tratamento térmico.	107
Tabela 24 - Varetas de adição usadas nas principais ligas de titânio	113
Tabela 25 - Tolerâncias das soldaduras em juntas em V	114
Tabela 26 - Condições típicas de soldadura de titânio e suas ligas pelo processo TIG	115
Tabela 27 - Classificação do cordão em relação à sua cor	117
Tabela 28 - Tensão limite elástico para solduras em ligas de titânio, de acordo com a norma AWS D1.9/D1.9M:2007	119
Tabela 29 - Diferenças entre TIG <i>keyhole</i> e plasma <i>keyhole</i>	122

Tabela 30 - Condições típicas para soldadura de titânio e suas ligas por soldadura plasma em juntas topo-a-topo	123
Tabela 31 - Propriedades mecânicas da soldadura por plasma.....	124
Tabela 32-Tensão limite elástico para o material base e juntas soldadas por laser contínuo e TIG, em Ti-6Al-4V com 4 mm de espessura.	138
Tabela 33 - Propriedades mecânicas de Ti CP e junta de Ti CP soldada por feixe de eletrões.....	143
Tabela 34- Comparação das propriedades mecânicas das juntas soldadas por feixe de eletrões e por TIG.....	144
Tabela 35 - Propriedades mecânicas obtidas em Ti-6Al-4V por soldadura por fricção rotacional ...	146
Tabela 36 - Propriedades mecânicas obtidas por soldadura por fricção radial na liga Ti-6Al-4V-0,1Ru.	147
Tabela 37 - Propriedades mecânicas do material base e da junta soldada por FSW, ambos em Ti-6Al-4V.....	152
Tabela 38 - Propriedades mecânicas da junta de Ti CP grau 3, obtida por soldadura de resistência do tipo costura	157
Tabela 39- Composição química das barras de Ti-6Al-4V.....	160
Tabela 40-Distribuição do material base	160
Tabela 41- Dimensões da secção útil dos provetes do material base	165
Tabela 42 - Propriedades mecânicas dos provetes do material base.....	166
Tabela 43 - Comparação das propriedades mecânicas obtidas para o material com os valores de referência, na condição "mill-annealed"	166
Tabela 44 - Parâmetros utilizados na soldadura TIG	168
Tabela 45- Dimensões da secção útil dos provetes soldados por TIG.....	169
Tabela 46 - Propriedades mecânicas do provete soldado utilizando a vareta de 1,6mm de diâmetro	170
Tabela 47 - Propriedades mecânicas do provete soldado utilizando a vareta de 3 mm de diâmetro	171
Tabela 48- Comparação das principais propriedades mecânicas obtidas com outras referências ...	173
Tabela 49- Composição do banho de maquinagem química.....	178
Tabela 50- Comparação de espessuras em diferentes zonas, antes e após maquinagem química ...	179
Tabela 51 - Rugosidades do material base e do furo reparado por soldadura, em diferentes estados e sentidos.....	180
Tabela 52-Resumo das microdurezas obtidas no furo reparado e comparação com outros dados. ..	184
Tabela 53- Parâmetros de soldadura laser utilizados na liga Ti-6Al-4V, na primeira fase de ensaios	192
Tabela 54- Parâmetros de soldadura laser utilizados na liga Ti-6Al-4V, na segunda fase de ensaios	195
Tabela 55 - Dimensões dos cordões de soldadura laser	196
Tabela 56- Resumo das microdurezas obtidas na soldadura laser e comparação com outros dados	200

Lista de Abreviaturas e Siglas

Al - Alumínio

AlCl_3 - Cloreto de alumínio

ASTM - *American Society for Testing and Materials*

AWS - *American Welding Society*

Bal - Balanceado

C - Carbono

CaCl_2 - Cloreto de cálcio

CCC - Cúbica corpo centrado

Cl - Cloro

DCEN - *Direct current electrode negative*

DCEP - *Direct current electrode positive*

DEMEGI - Departamento de engenharia Mecânica e Gestão Industrial

Fe - Ferro

FeTiO_3 - Ilmenita

FEUP - Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto

FSW - Friction Stir Welding

H_2 - Hidrogénio

HC - Hexagonal compacta

HF - Ácido fluorídrico

HIP - *Hot isostatic pressing*

HNO_3 - Ácido Nítrico

I_2 - Iodo

INEGI - Instituto de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial

Mg - Magnésio

MIG - *Metal Inert Gas*

N - Azoto

Na - Sódio

NaCl - Cloreto de sódio

Ni - Níquel

O - Oxigénio

Ti CP - Titânio comercialmente puro

Ti- Titânio

Ti6Al4V - Liga de titânio com 6% de Alumínio e 4% de Vanádio

Ti6Al4V ELI - Liga de titânio com 6% de Alumínio e 4% de Vanádio com superior alongamento

TiCl_4 - Cloreto de titânio

TIG - *Tungsten Inert Gas*

TiO₂ - Dióxido de titânio

V - Vanádio

VCl₄ - Cloreto de vanádio

1 Introdução

1.1 Objetivos

Esta dissertação foi realizada para a obtenção do grau de mestre em Engenharia Mecânica pela Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto, e tem como principal objetivo principal a reparação por soldadura de próteses em ligas de titânio, nomeadamente na liga Ti-6Al-4V.

O estudo e desenvolvimento do projeto foram realizados no INEGI, em parceria com a empresa *Zollern & Comandita*, com instalações localizadas no concelho da Maia.

Os objetivos desta dissertação passam pela averiguação dos processos de soldadura mais indicados para a reparação de defeitos em próteses de titânio, resultantes do processo de fundição por cera perdida. O estudo e seleção dos processos mais indicados passa por uma vasta revisão bibliográfica dos processos existentes e da sua influência nas microestruturas e propriedades mecânicas. A atividade experimental centra-se em apenas dois processos de soldadura de ligas de titânio, mas com especial atenção para um deles, uma vez que é um processo já existente nas instalações da *Zollern & Comandita*. Contudo, durante o desenvolvimento desta atividade, surgiu o interesse e a disponibilidade de serem realizados ensaios preliminares num outro tipo de processo de soldadura, para avaliar o desempenho deste em relação ao primeiro.

1.2 Apresentação da empresa INEGI

O INEGI, Instituto de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial, é uma instituição que promove a interface entre a indústria e a Universidade, dando apoio na transferência de tecnologia orientada para a indústria. Foi fundado em 1986, no Departamento de Engenharia Mecânica e Gestão Industrial (DEMEGI) da Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto (FEUP). A sua principal missão é de contribuir para o aumento da competitividade das empresas, através da investigação e desenvolvimento de novas tecnologias que as possam ajudar a crescer.

1.3 Enquadramento da dissertação na empresa INEGI

A parceria entre o INEGI e a *Zollern & Comandita* já tem alguns anos. O INEGI tem trabalhado com esta empresa ao longo do tempo, no sentido de melhorar qualidade das peças obtidas por fundição por cera perdida (*investment casting*).

Atualmente, o interesse nas ligas de titânio tem vindo a crescer devido às propriedades mecânicas que estas ligas apresentam. A *Zollern & Comandita*, como empresa competitiva, tem o processo *investment casting* para ligas de titânio e aluminetos de titânio desenvolvido. Contudo, existe uma percentagem significativa de peças em ligas de titânio e de outras ligas que apresentam defeitos, resultantes do processo de fundição. Dependendo do tipo de defeito e da sua extensão, as peças vazadas são reparadas por soldadura por arco elétrico de eletrodo de tungsténio (soldadura TIG), evitando, deste modo, a refusão das mesmas. No entanto, este processo de reparação é apenas aplicado para ligas que não sejam de titânio, pois não existem conhecimentos suficientes por parte da *Zollern & Comandita* para realizar soldaduras neste tipo de ligas. Neste sentido, a presente dissertação tem como objetivo abrir novos caminhos nesta área.

Embora já tenham sido realizadas diversas dissertações relacionadas com ligas de titânio, nenhuma delas abordou processos de soldadura que possam ser aplicados neste metal, muito menos os possíveis processos que possam ser utilizados na reparação de peças vazadas. Sendo assim, o presente trabalho é pioneiro neste assunto.

2 História

O titânio é o quarto metal mais abundante à face da Terra, correspondendo a 0,6% da crosta terrestre e sendo extraído dos minerais ilmenita (FeTiO_3) e rutilo (TiO_2) (Figura 1) [1].



a)



b)

Figura 1- Minérios do titânio: a) rutilo; b) ilmenita

Fonte:[2]

A sua descoberta ocorreu na Cornualha por William Gregor, um mineralogista e químico, em 1791. Nessa altura, ele removeu o ferro da ilmenita e com ácido clorídrico produziu o óxido do novo elemento, o titânio. Mais tarde, em 1795, Martin Klaproth isolou o mesmo óxido, mas de um outro mineral, o rutilo, designando-o por titânio [[1],[3]].

Contudo, só em 1932, através de Wihhelm Kroll, se conseguiram produzir quantidades significativas de titânio pela redução do TiCl_4 (cloreto de titânio) com cálcio [1]. Posteriormente, Kroll demonstrou que se conseguiria produzir comercialmente utilizando o magnésio (Mg) como agente redutor, tendo a particularidade do titânio obtido ter uma aparência esponjosa, vulgarmente conhecido como “titanium sponge” (Figura 2). Este processo, ainda hoje é utilizado, sendo tratado por processo de Kroll [1, 3].



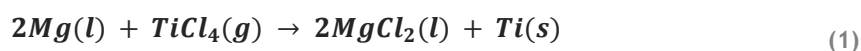
Figura 2-Esponja de titânio.

Fonte: [4]

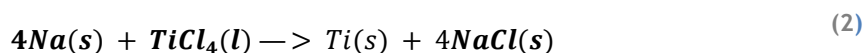
3 Aspetos Tecnológicos

Como já foi referido, o processo de Kroll é o mais utilizado na indústria para a produção do titânio, uma vez que outros processos pirometalúrgicos, utilizados para obter metais a partir dos seus óxidos, não são adequados para metais reativos, como é o caso do titânio [5]. As principais razões são o facto de uma redução carbotérmica do TiO_2 gerar oxicarbonato de titânio refratário estável, e uma redução metalotérmica com metais alcalinos ou metais alcalinos-terrosos não remover por completo o oxigénio do TiO_2 [5].

O método de Kroll consiste na produção de TiCl_4 pela cloração dos minérios de titânio que, posteriormente, é reduzido pelo magnésio (equação 1), dando origem à esponja de titânio [6].



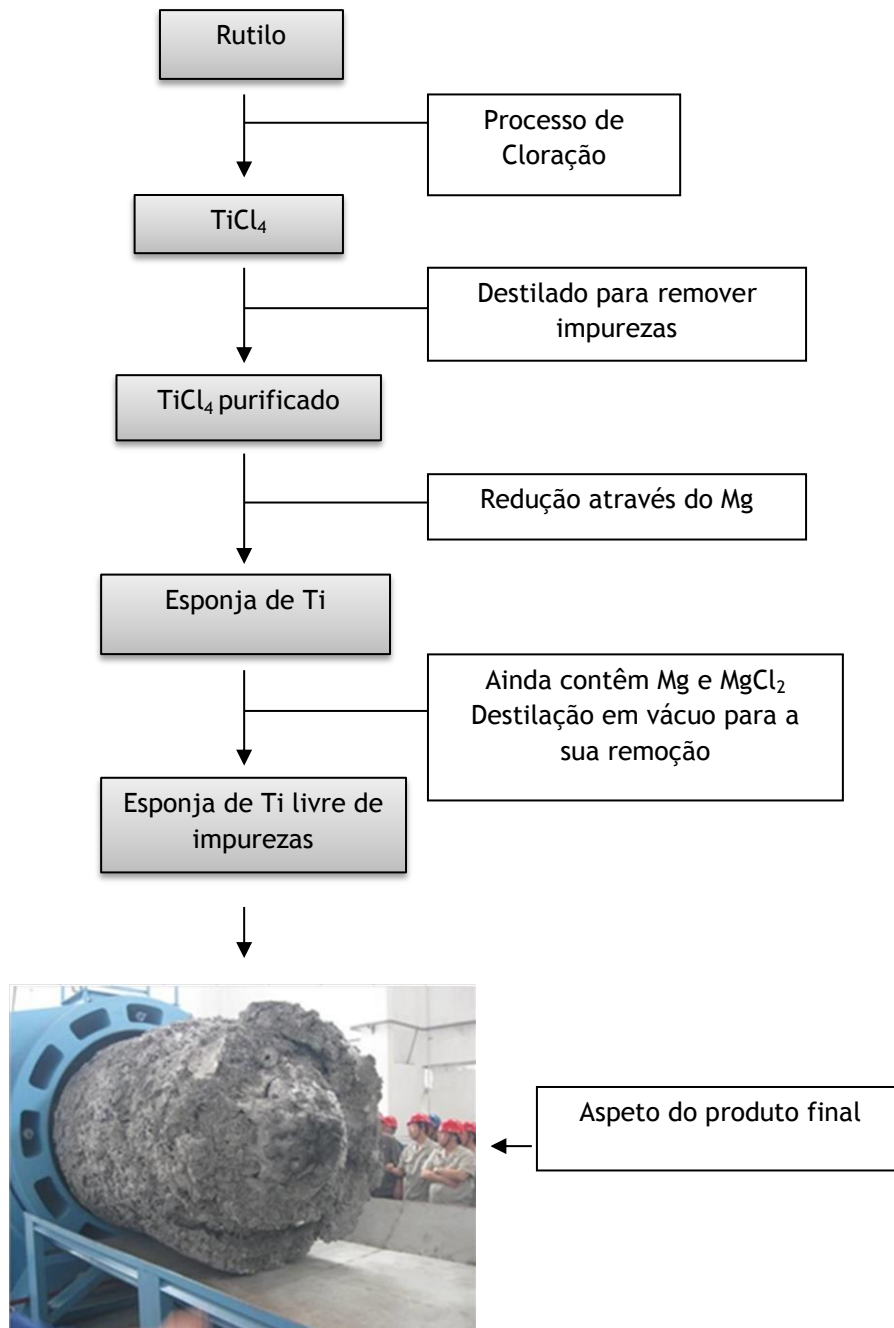
No entanto, existe um outro método pioneiro, desenvolvido em 1887 por Matthew Hunter, para a redução do tetracloreto em titânio, tratando-se do processo de Hunter [7]. Este método consiste em reduzir o TiCl_4 utilizando sódio metálico, fundido como redutor (equação 2).



Em ambos os processos, é necessária a utilização de TiCl_4 puro.

3.1 Processo de Kroll

No esquema que se segue é apresentado todo o processo de forma mais elucidativa.



Contudo, apenas uma parte do produto vai ser realmente aproveitada, uma vez que existem zonas do material consideradas sucatas e com um grau de pureza muito baixo. A Figura 3 representa, em corte, a esponja de titânio após o processo de Kroll, classificando todas as zonas.

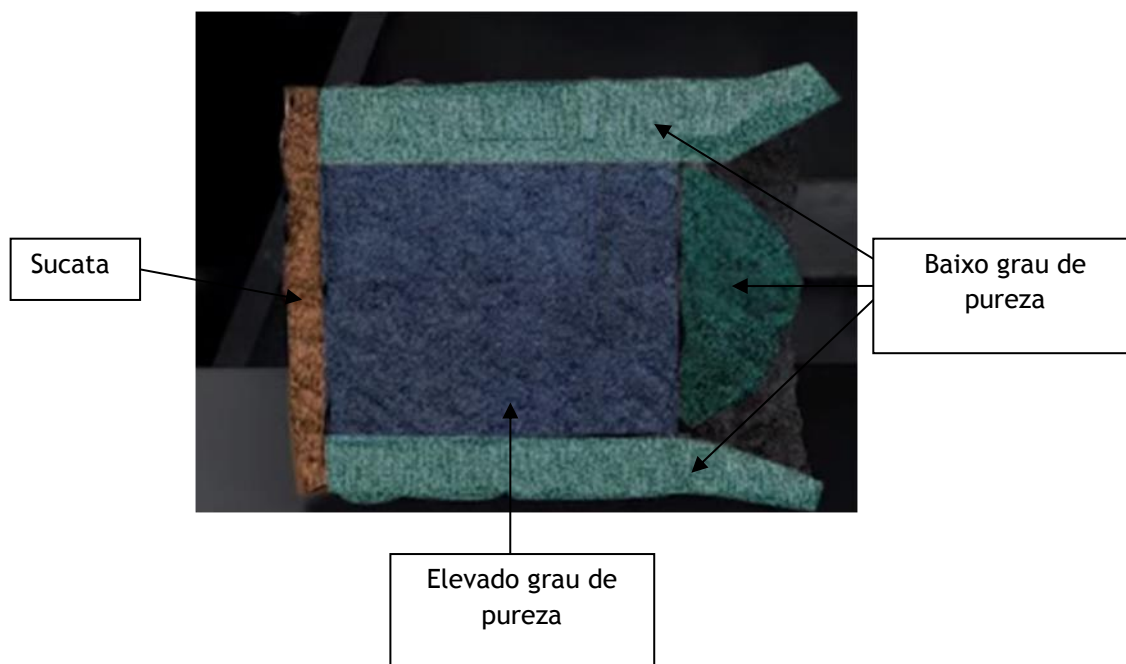


Figura 3- Corte transversal do lingote de esponja de titânio, assinalando as várias zonas com diferente grau de pureza.

Fonte: Adaptado de [8]

Depois de cortadas e separadas cada uma das partes da esponja de titânio, segue-se a fase de esmagamento. Dependendo da finalidade a que se destina a esponja de titânio, esta pode ser esmagada para se obter partículas com diferentes tamanhos. No caso de uma granulometria grosseira (25 mm), este pode ser utilizado para titânio CP (comercialmente puro) e ligas standard [1]. Mas, caso seja para o uso em aplicações que exijam melhor performance, são utilizadas partículas de 10 mm, no máximo [1].

Até ao momento, os custos de produção de esponja de titânio dividem-se essencialmente na mão-de-obra, manutenção de equipamentos, produção de TiCl_4 e compra do Mg. Na Figura 4 encontra-se a disposição relativa destes principais custos.

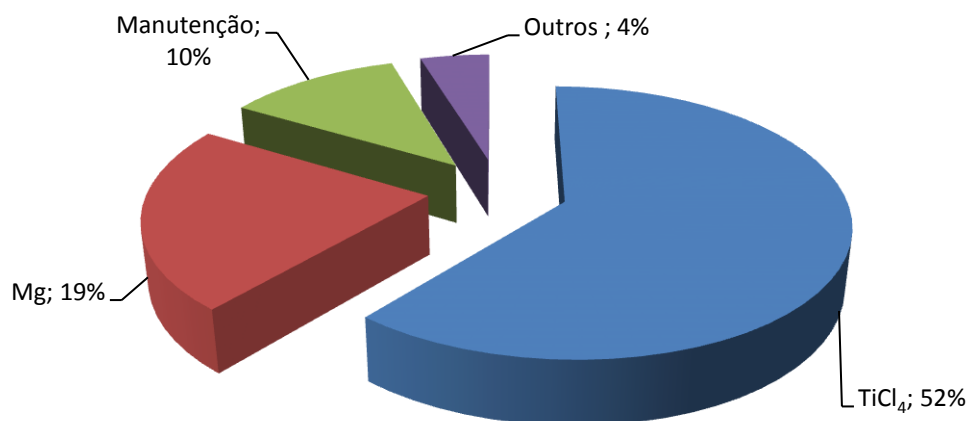


Figura 4-Distribuição relativa dos principais custos de produção do titânio esponja.

Fonte: Adaptado de [1]

Como se pode constatar pela análise da figura, a produção de TiCl₄ representa o principal custo na produção de esponja de titânio.

3.2 Processo de Hunter

Este método divide-se em duas etapas. Na primeira, ocorre a redução do TiCl_4 para TiCl_3 através de uma determinada quantidade de sódio líquido, que alimenta um reator de descarga provido de agitação [5]. Na seguinte etapa, o produto resultante da primeira é transferido para um outro reator com controlo de temperatura, que contém sódio fundido. Deste modo, é concluída a redução para esponja de titânio [5]. Em ambas as etapas, é estabelecida uma atmosfera inerte e, para garantir uma redução completa, a temperatura no final do processo atinge os 1400°C , de modo a obter esponja de titânio de grão grosseiro [5].

Teoricamente, são utilizadas 1,7 toneladas de Na e 3,5 toneladas de TiCl_4 para produzir 1 tonelada de titânio e, como subproduto, 4,35 toneladas de NaCl [5]. Contudo, na prática é utilizado um excedente de TiCl_4 para evitar que ocorra sódio livre, que é potencialmente perigoso [5].

3.3 Comparação de processos

Em comparação com o processo de Kroll, o processo de Hunter apresenta algumas vantagens, nomeadamente:

- A esponja de titânio não é tão dura e, portanto, mais fácil de trabalhar;
- O titânio metálico é menos contaminado;
- Requer um menor consumo de energia.

Na Tabela 1 pode-se analisar, com mais detalhe, o consumo de energia dos dois processos nas principais fases.

Tabela 1 - Consumo específico de energia do processo de Hunter e Kroll

Fonte: Adaptado de [5]

	Consumo de energia (kWh/kg)	
	Hunter	Kroll
Oxidação do Na e Cl ₂	25,794	2,700
Redução metálica	3,989	1,548
Cloro	2,205	2,100
Energia perdida	6,855	7,059
Total	38,843	44,407

Assim, concluiu-se que o consumo de energia no processo de Hunter é cerca de 39 kWh/kg, enquanto o processo de Kroll necessita de cerca de 44kWh/kg. Este consumo de energia revela-se como um importante fator no preço de venda da esponja de titânio, pois representa 21% e 24% do custo de fabrico dos processos de Hunter e Kroll, respetivamente.

3.4 Lingote de titânio

Embora a esponja de titânio seja a forma básica da obtenção deste metal é a partir desta que pode ser obtido titânio sob a forma de lingote. Para isso, a esponja de titânio é cortada e triturada de acordo com a granulometria desejada. Por fim, são adicionados outros elementos de acordo com a liga desejada [1, 5]. Depois, o material é colocado num molde cilíndrico e compactado através de uma prensa hidráulica formando briquetes [1, 5]. Estes briquetes são depois soldados uns aos outros por feixe de elétrons numa câmara inerte, formando um eletrodo [1, 5]. Em seguida, o eletrodo é colocado dentro de um forno para fusão e é, nesta fase, que surgem variações em relação à fusão do titânio, pois pode ser realizado por arco elétrico em vácuo, por arco plasma ou fusão por feixe de elétrons (ver secção 3.4.1 para mais informação). Na Figura 5 é apresentado um esquema resumo do processo de obtenção de lingote a partir da esponja de titânio.

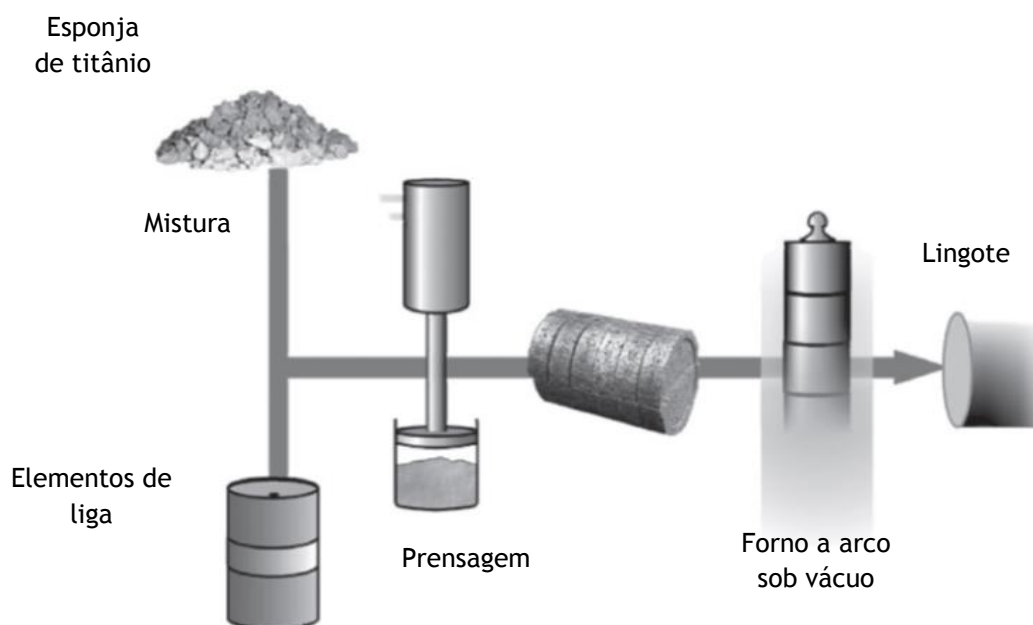


Figura 5 - Refusão a arco sob vácuo para obtenção de lingote de titânio.

Fonte: Adaptado de [9]

É a partir do lingote que são produzidos os semi-produtos - chapas, tarugos, barras, entre outros. A Figura 6 apresenta a quantidade relativa da produção destes produtos, sendo o tarugo o tipo mais produzido.

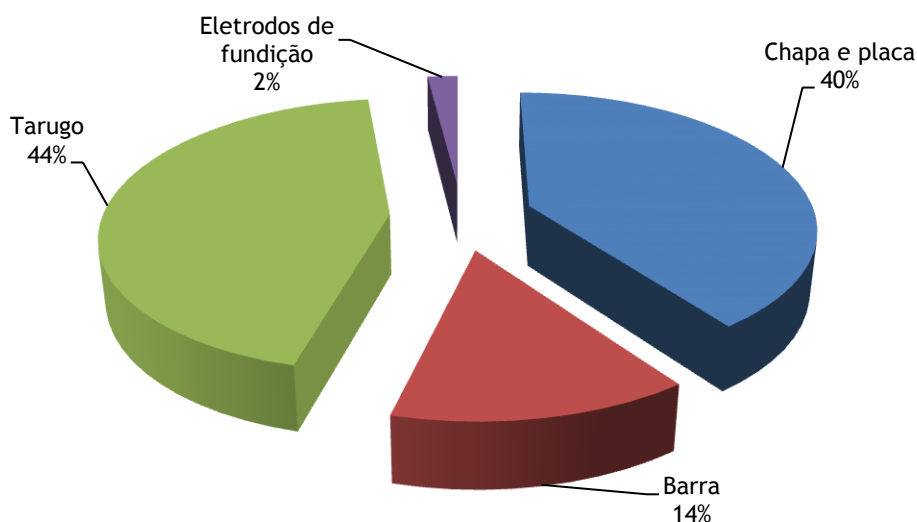


Figura 6 - Distribuição dos semi-produtos de titânio.

Fonte: Adaptado de [1]

Estes produtos são obtidos por processos de conformação como, por exemplo, forjamento e laminagem. Para isso, após a obtenção do lingote este é pré-aquecido em fornos (Figura 7). No esquema da Figura 8 encontra-se representado todo o processo de transformação. É através dos semi-produtos que, posteriormente, são obtidas peças finais por fundição ou por maquinagem. É importante realçar que a maquinagem de titânio torna-se um processo dispendioso, pois causa um grande desgaste das ferramentas, devido à sua dureza.

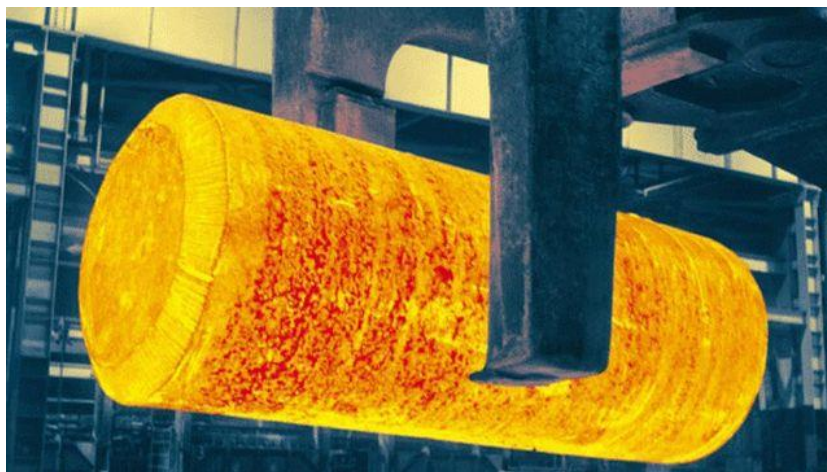


Figura 7 - Lingote após ter saído do forno de aquecimento para operações de conformação.

Fonte: [10]

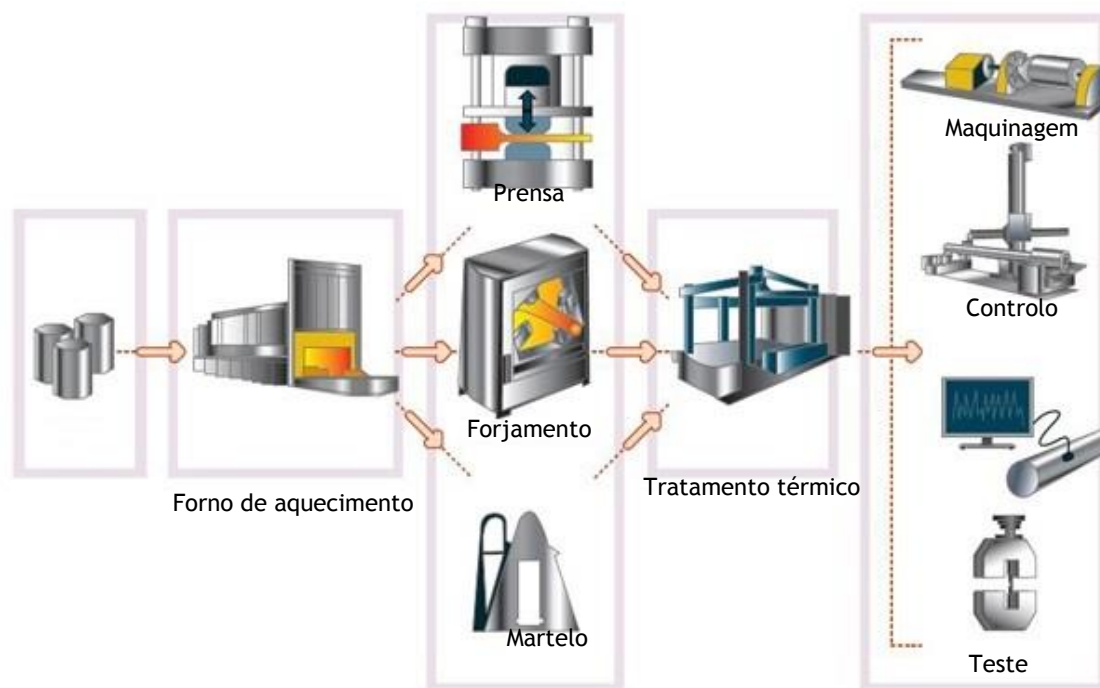


Figura 8 - Processo de transformação de lingotes em produtos padrão

Fonte: Adaptado de [11]

3.4.1 Processos de fusão do titânio

3.4.1.1 Fusão por arco elétrico

Este é o método mais utilizado na indústria na fundição de esponja de titânio, para a produção de titânio metálico sob a forma de lingote [1]. Ao longo dos anos, a capacidade foi melhorada para produzir lingotes cada vez maiores. A produção de lingotes de maior dimensão torna-se mais económica, uma vez que as perdas durante a conversão em produtos finais são menores e o tempo na fundição também [1]. Por norma, têm 1m de diâmetro e pesam entre 10t e 15t [1].

O processo de fusão decorre sob vácuo, no qual o eléctrodo funde através do arco eléctrico estabelecido entre si e o cadinho de cobre arrefecido a água. Este, por sua vez, está ligado a uma fonte de alimentação com polaridade inversa à do eléctrodo. O material fundido fica em contacto com o cadinho e, assim, os próximos arcos eléctricos são estabelecidos entre este e o eléctrodo a fundir.

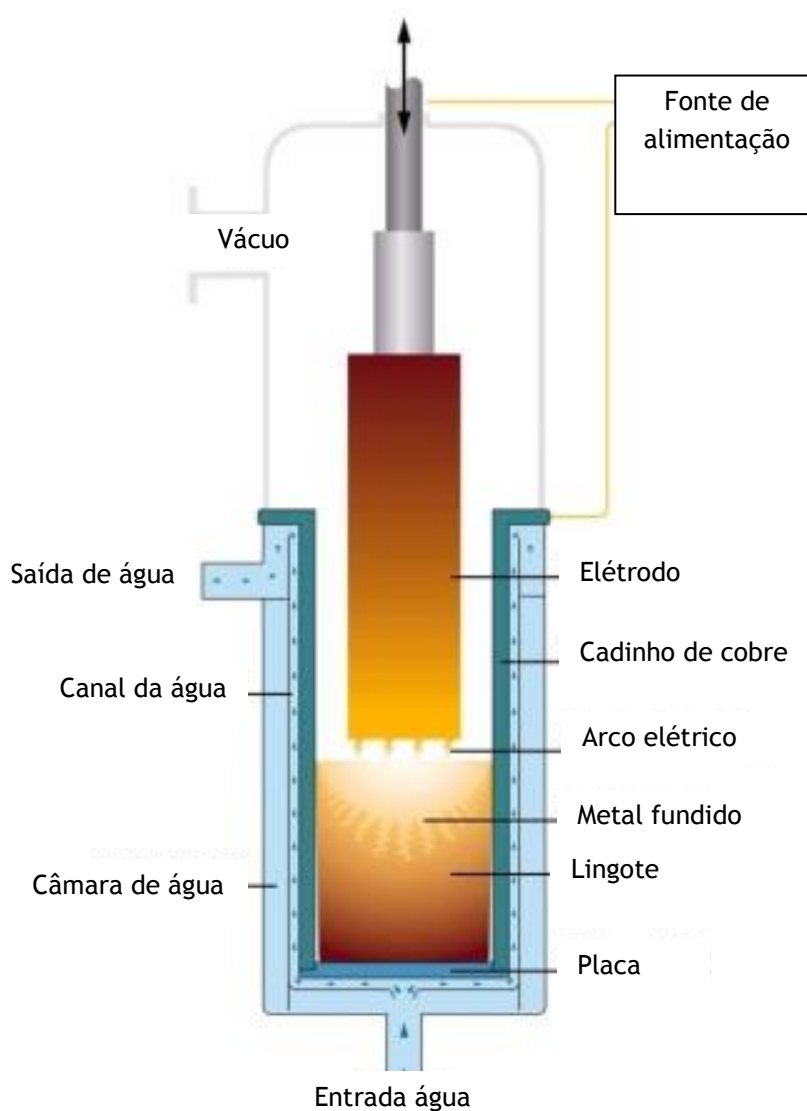


Figura 9 - Esquema de um forno de fusão por arco elétrico

Fonte: Adaptado de [12]

Após esta primeira fusão, a superfície do lingote é desbastada para remover impurezas e quaisquer defeitos que possam ter resultado. Por fim, é de novo submetido ao mesmo processo para promover a homogeneização dos elementos de liga [9].

3.4.1.2 Fusão por plasma e por feixe de eletrões

Estes métodos são mais recentes e utilizam um cadinho de cobre arrefecido a água, no qual o titânio fundido circula junto às paredes do cadinho e solidifica. Acima deste, escoar-se o metal fundido. Para fundir a mistura da esponja de titânio triturada com os elementos de liga, podem ser

utilizadas duas fontes de calor diferentes: arco plasma sob pressão de hélio, ou através de feixe de elétrons em vácuo [5]. Na Figura 10, encontra-se uma ilustração do funcionamento de um forno que utiliza arco plasma como fonte de calor para fundir o titânio.

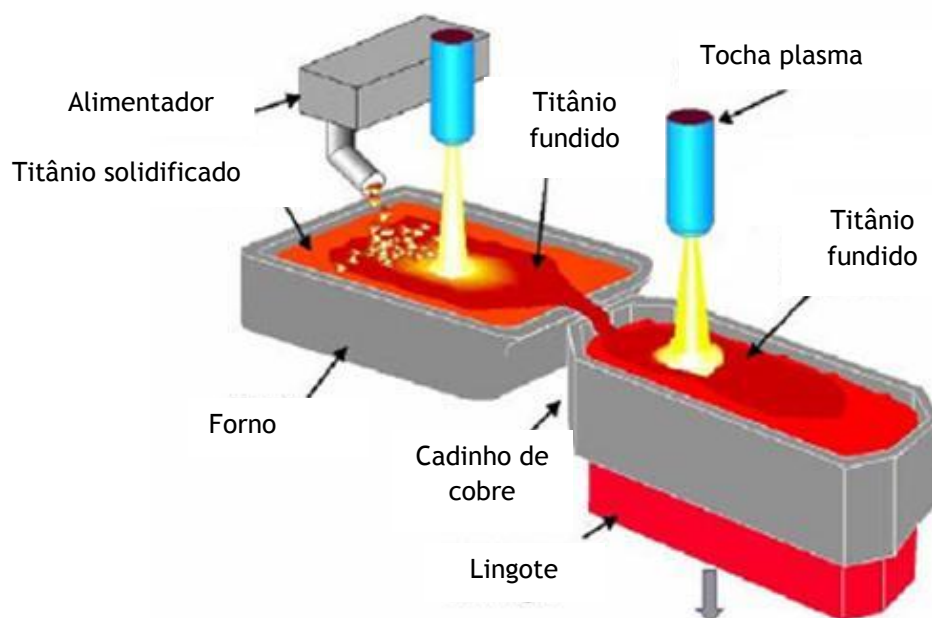


Figura 10 - Ilustração de um forno com fusão por arco plasma

Fonte: Adaptado de [13]

A taxa de aquecimento e de perda de calor por parte do forno é equilibrada, de modo a que se mantenha sempre uma camada fina de titânio solidificado. Desta forma, evitam-se contaminações por parte das paredes do forno, uma vez que o titânio fundido só contacta com o titânio [1]. Além disso, as partículas mais densas, como o tungsténio, têm tendência a ficar retidas no fundo, enquanto as voláteis evaporam [5].

3.5 Processos alternativos para produção de titânio

Atualmente, os custos de processamento e produção de titânio são bastante elevados, comparativamente com os do alumínio, chegando mesmo a ser dez vezes superior, se considerarmos apenas até à fase de vazamento para lingotes [14]. Dadas estas circunstâncias, surgiu a necessidade de investigar novos processos. Segundo [5], os processos convencionais têm as seguintes limitações:

- São conduzidos sob altas temperaturas, levando a elevados tempos de espera;
- Reações lentas;
- Necessidade de produzir $TiCl_4$ e de ter cuidados especiais de segurança e saúde;
- Pouca diversidade de matéria-prima, pois a utilizada é maioritariamente rutilo ou substitutos do mesmo;
- Os redutores (Mg e Na) devem ser recuperados dos produtos da reação, o que se traduz no custo final da esponja de titânio;
- Necessidade de remover inclusões de impurezas da esponja de titânio;
- São necessários vários passos intermédios desde a obtenção do minério até à produção do lingote, podendo chegar a existir desperdícios de 50% até à forma de peça final.

Apesar da otimização dos processos convencionais, desde a sua implementação até aos dias de hoje, esse esforço traduz-se em melhorias de apenas 5% a 15% [13]. Por estes motivos, houve a necessidade de investigar processos alternativos para a produção de titânio. Em 2005, foram identificados 20 processos que estavam sob investigação, mas 4 destes ainda se encontram numa fase inicial [1]. Alguns destes novos processos podem ser aplicados para a produção de diferentes formas de produtos, ou seja, um processo pode ser otimizado quer para a produção de titânio sólido quer sob a forma granular [13]. Contudo, pode-se dividir estes processos em diferentes categorias, tais como:

- Processos para a produção de titânio metálico fundido (Figura 11 b, (Grupo I);
- Processos para a produção de partículas de titânio por redução direta do $TiCl_4$, através de meios térmicos usando Na e Mg, (Grupo II);
- Processos que dependem da redução eletrolítica de TiO_2 em sais de halogenetos fundidos, $CaCl_2$ ou uma mistura de sais de halogenetos fundidos com $CaCl_2$ (Figura 11 a), (Grupo III).

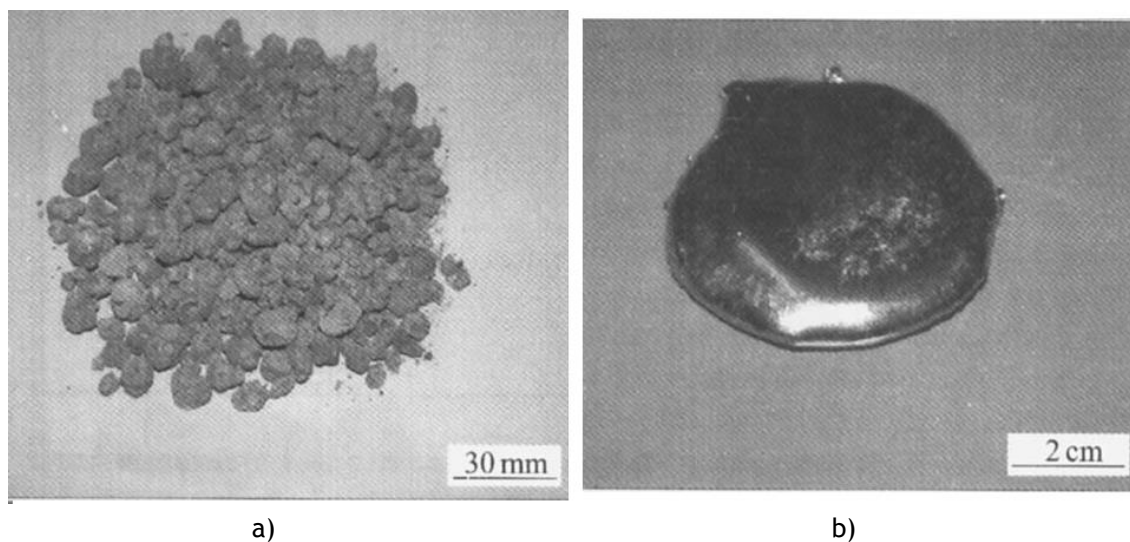


Figura 11 - a) Titânio granulado; b) titânio líquido

Fonte: Adaptado de [15]

No esquema da Figura 12, é possível analisar diversas tecnologias que podem intervir em cada uma das fases da produção de titânio, entre as quais novas tecnologias e processos. As tecnologias representadas a **negrito** são recentes e em desenvolvimento. A linha interrompida representa um potencial processo, e as restantes são processos e tecnologias já estabelecidas.

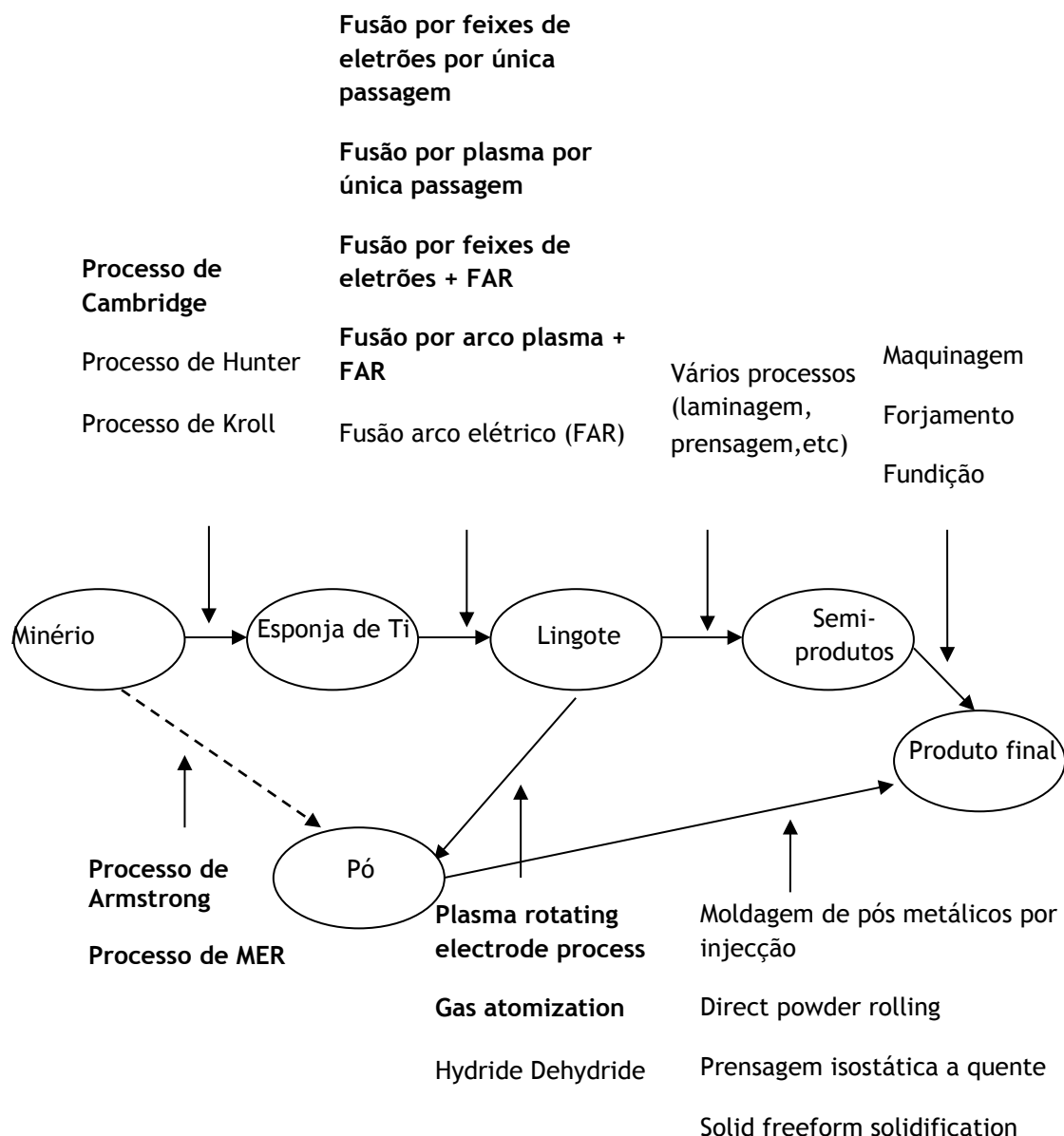


Figura 12 - Tecnologias que podem ser aplicadas em cada uma das fases de produção de titânio

Fonte: Adaptado de [9]

Na Tabela 2, encontram-se resumidos os princípios de algumas das novas tecnologias, bem como os produtos a que se destinam. Todas estas tecnologias são novos processos de reações de oxidação-redução. Alguns dos processos baseiam-se em reduções de halogeneto de titânio, outros numa redução eletroquímica e, ainda alguns, em reações metaloquímicas ou metalotérmicas [13].

Tabela 2 - Resumo das novas tecnologias de redução

Fonte: Adaptado de [13]

Processo	Princípio	Produto
FFC	Redução eletrolítica parcial de eletrodo de TiO_2 sinterizado em CaCl_2 fundido.	Pó
Armstrong	Redução de vapor de TiCl_4 utilizando sódio líquido.	Pó
MER	Oxidação de TiO_2 , transporte através de um eletrólito de halogenetos e deposição no cátodo.	Pó ou em forma de placa
SRI	Redução em leito fluidizado de halogeneto de titânio.	Pó e granulado
IdahoTitanium technologies	Redução de plasma de TiCl_4 através de hidrogênio.	Pó
Ginatta	Redução eletrolítica de vapor de TiCl_4 , onde este é injetado num eletrólito de halogeneto.	Titânio líquido ou solidificado em placa
OS	Redução calciotérmica de TiO_2 .	Pó ou em esponja.
MIR Chem	Redução de TiO_2 utilizando I_2 num reator provido de agitação.	Partículas
CSIR	Redução de TiO_2 utilizando H_2 .	Esponja
Quebec Fe & Ti	Redução eletrolítica de escória de titânio.	Titânio líquido
EMR/MSE	Redução de TiO_2 por meio de uma célula eletrolítica que se encontra entre o TiO_2 e Ca líquido.	Titânio bastante poroso
Preform Reduction	Redução do TiO_2 pelo Ca.	Pó compacto
Vartech	Redução gasosa de vapor de TiCl_4 .	Pó
Idaho Research Foundation	Redução mecanoquímica de TiCl_4 líquido.	Pó

As tecnologias do grupo I podem evitar a refusão do produto, captando assim o calor latente da fusão, que é extraído e libertado durante a fundição convencional [1]. Contudo, a transferência do

titânio fundido para um forno de fundição apresenta algumas dificuldades, dado que o titânio fundido é bastante reativo [1]. Mesmo que se vazasse o titânio fundido para o fabrico de lingotes, estes iriam servir como material titânio CP, pois para se adicionarem elementos de liga estes teriam de ser fundidos, o que implicaria custos adicionais [1]. Fazem parte deste grupo processos como o Ginatta e o Quebec Fe & Ti.

Na Figura 13, está representado o princípio do processo Quebec Fe & Ti. Neste processo, um composto de óxido de titânio no estado líquido é vertido para um reator eletroquímico, formando o cátodo. O cátodo encontra-se coberto por um eletrólito fundido, e o ânodo é formado por carbono consumível. Deste modo, reúnem-se todas as condições para que ocorra a desoxidação eletroquímica do cátodo por eletrólise. Durante a redução eletroquímica, formam-se gotas de titânio ou de ligas de titânio na interface do composto de óxido de titânio/eletrólito e que, por ação da gravidade, se depositam no fundo do reator eletroquímico. O material líquido formado é posteriormente vazado para o fabrico de lingotes.

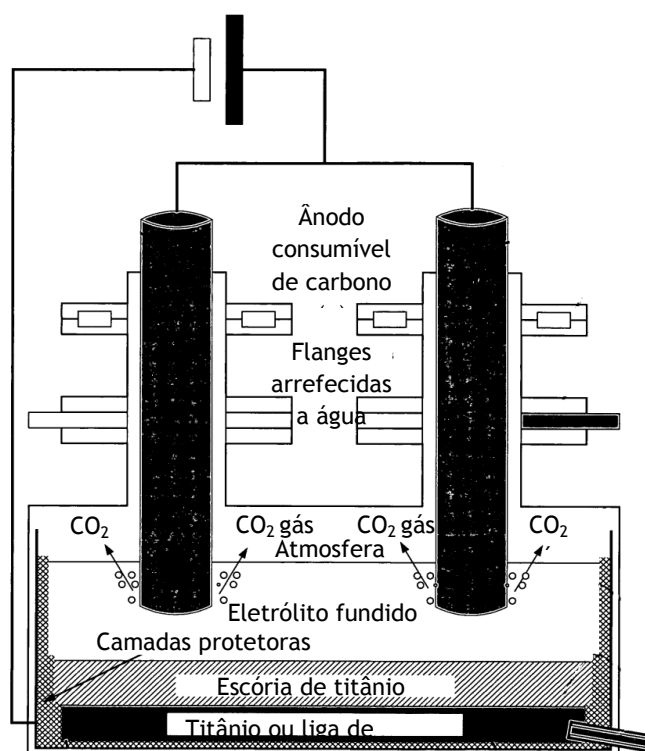


Figura 13 - Processo Quebec Fe & Ti

Fonte: Adaptado de [16]

Em relação ao grupo II, estes processos têm a capacidade de produzir partículas de titânio a partir do $TiCl_4$ já com elementos de liga, que posteriormente podem ser consolidadas, produzindo assim componentes com diversas formas. O facto de as partículas já possuírem os elementos de liga pretendidos faz com que sejam necessários menos passos em relação ao processo convencional, o

que leva a uma redução dos custos. Todavia, existem algumas desvantagens, uma vez que as partículas são bastante finas e apresentam uma forma irregular, conduzindo a baixas densidades. Além disso, como apresentam uma área bem superior em relação ao seu volume, propicia-se a absorção de gases e de impurezas. Contudo, estes processos permitem a adição de certos elementos de liga, o que pelo processo convencional é impossível, devido às diferentes temperaturas de fusão, ou por causarem heterogeneidade química durante a solidificação do lingote [1]. Processos como o de Armstrong e da Idaho Titanium Technologies pertencem a este grupo.

No processo de Armstrong, além do vapor de TiCl_4 , podemos utilizar outros vapores de cloretos, como o VCl_4 e o AlCl_3 . Desta forma, adicionam-se os elementos vanádio e alumínio, que irão ligar-se ao titânio, formando a liga Ti6Al4V . O mesmo acontece, de forma análoga, para a produção de outras ligas. Na Figura 14 está representado o princípio deste processo.

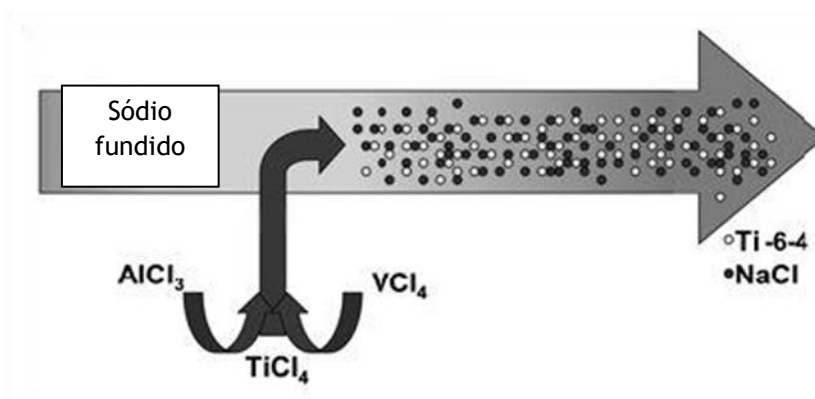


Figura 14 - Processo de Armstrong

Fonte: Adaptado de [17]

Por fim, no grupo III, encontram-se os processos de redução eletroquímica, que podem utilizar como matéria-prima TiO_2 , TiFeO_3 e ainda sucatas ricas em titânio, representando uma vantagem, uma vez que estas matérias são mais baratas do que TiCl_4 . Os princípios destes tipos de processos baseiam-se numa célula eletrolítica que contém um sal fundido num cátodo que é feito de uma das matérias-primas mencionadas anteriormente, e por um ânodo que, por norma, é de carbono [1]. Contudo, estes processos ainda levantam algumas questões, em especial o rendimento da reação de redução [1]. Fazem parte deste grupo processos como: o FFC, o MER, o EMR/MSE e o OS.

Na Figura 15 encontra-se representado o processo de redução FFC. Neste processo, a formação do titânio dá-se pela remoção do oxigénio do TiO_2 (cátodo), por eletrólise contínua. É utilizado, como eletrólito, um banho de CaCl_2 fundido e um eletrodo de grafite como ânodo.

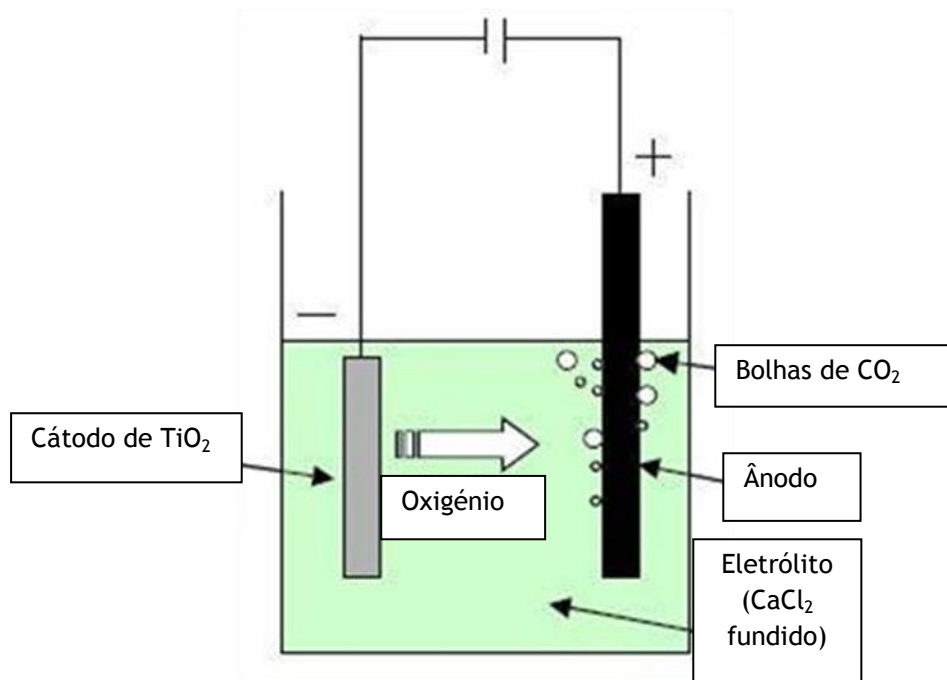


Figura 15 - Processo de redução FFC

Fonte: Adaptado de [13]

4 Análise de Mercado e aplicações

4.1 Principais produtores

Devido às suas propriedades físicas e mecânicas, o titânio gera um grande interesse em diversas áreas, em especial na indústria aeronáutica, química e médica. Os seus processos de obtenção e tratamento têm um custo bastante elevado, o que torna este material num dos mais caros. De forma a ter uma noção do seu custo, sob a forma de lingote, este chega a ser dez vezes mais caro do que o alumínio na mesma forma [9, 14].

Um outro aspeto a ter em conta para o seu elevado custo é a distribuição geográfica. Apenas alguns países têm capacidade de produção deste metal, como é o caso da Rússia, Ucrânia, Estados Unidos da América, Cazaquistão, China e Japão.

O mercado sofreu bastantes alterações e, em 2013, a China tornou-se líder na produção, passando de 8% em 2005 para 42% em 2013. Na Figura 16, encontra-se a distribuição da capacidade de produção de esponja de titânio referente a 2013.

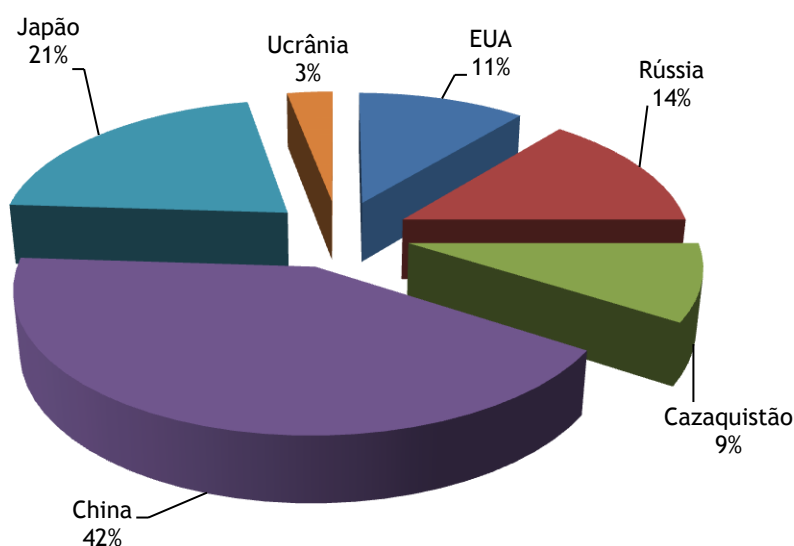


Figura 16 - Distribuição geográfica da capacidade de produção de esponja de titânio em 2013

Fonte: Adaptado de [18]

Das 230 mil toneladas de esponja de titânio produzidas em 2013, cerca de 80% é referente à produção da China, Rússia e Japão [18]. No mercado existem 23 empresas, produtoras de titânio, sendo os seus produtos caracterizados pelo grau de pureza da esponja de titânio e pela aplicação a que se destinam:

EUA - a maior parte do material produzido destina-se à sua indústria aeroespacial. Conta com 3 empresas:

- TIMET (Titanium Metal Production);
- ATI (Allegheny Technologies);
- Honeywell Electronic Materials.

China - a produção do titânio destina-se maioritariamente ao consumo industrial interno. Existem 14 empresas, sendo as principais:

- Zunyi Titanium;
- Tangshan Tianhe Titanium;
- Shuangrui Wanij Titanium;
- Pangan and Jinchuan Groups.

Japão - produção de titânio para uso industrial e indústria aeroespacial. Cerca de metade da produção total destina-se à exportação. As principais empresas são:

- Osaka Titanium Technologies;
- Toho Titanium.

Rússia - exportação de produtos fundidos para a indústria aeroespacial. Conta com 2 empresas:

- VSMPO Avisma
- Solikamsk Magnesium

Cazaquistão - exportação para a indústria aeroespacial. Apenas tem uma empresa:

- Ust-Kamenogorsk Titanium and Magnesium

Ucrânia - exportação de titânio esponja para uso geral. Apenas tem uma empresa:

- Zaporozhye Titanium and Magnesium Combine

De acordo com as previsões, a produção de esponja de titânio atingirá as 310 mil toneladas em 2018, mantendo-se a China como líder na produção, sendo seguida pelo Japão e Rússia (Figura 17) [18]. Estima-se que, nesse ano, 100 mil toneladas de esponja de titânio sejam destinadas à produção de ligas de exigência aeroespacial [18].

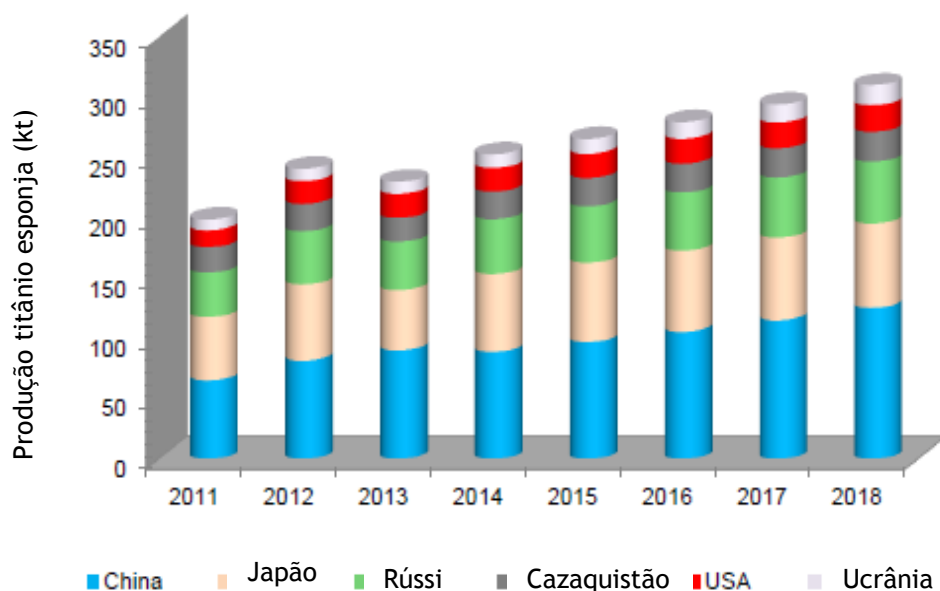


Figura 17 - Previsão da produção de esponja de titânio até 2018

Fonte: Adaptado de [18].

4.2 Principais consumidores

As características do titânio e das suas ligas já são apreciadas pela indústria há bastante tempo, tendo surgido o seu interesse durante a segunda guerra mundial [19]. Hoje em dia, podemos contar com a sua presença nos mais diversos sectores tais como, indústria aeroespacial, química e petroquímica, automóvel, médica, bens de consumo e etc [3].

Na indústria aeronáutica, utilizam-se estes materiais para a construção de aviões comerciais e militares. Embora grande parte do consumo do titânio seja para a indústria aeronáutica e, em particular na comercial, existem outros tipos de indústrias que começam a ganhar destaque [9]. É o caso da indústria química e petroquímica, as quais usam o titânio em permutadores, tanques, reservatórios e válvulas, devido à sua boa resistência à corrosão [9]. Contudo, ainda existem outras indústrias que têm um potencial crescimento no consumo do titânio, sendo designados como mercados emergentes. Fazem parte deste grupo os dispositivos e instrumentos médicos, arquitetura, veículos pesados e de passageiros e ainda bens consumíveis como, por exemplo, joias e material desportivo. A Figura 18 mostra a distribuição do consumo de titânio pelos principais setores de atividades.

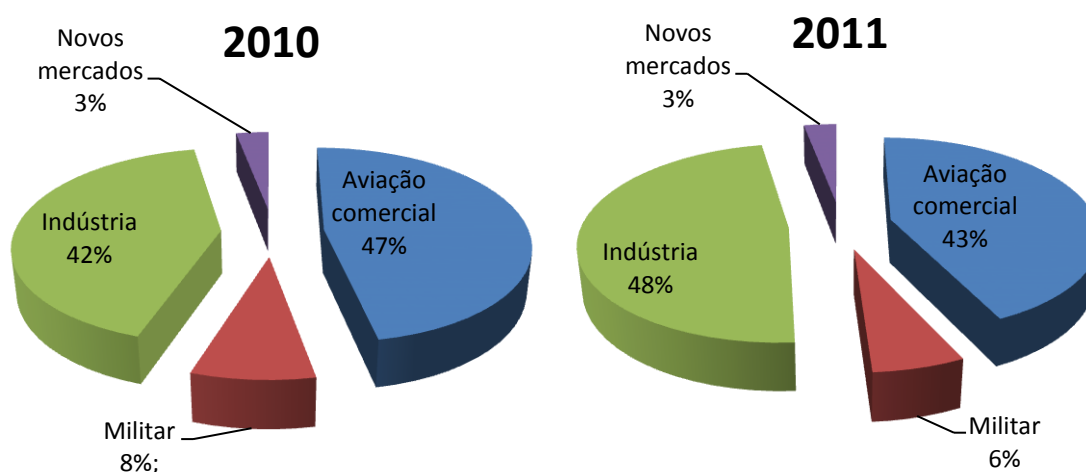


Figura 18 - Distribuição do consumo de titânio pelos principais setores em 2010 e 2011.

Fonte: Adaptado de [20].

Os principais produtores de titânio (EUA, China, Japão e Rússia) têm níveis de desenvolvimento e indústrias diferentes, fazendo com que o produto tenha diversos destinos. Contudo, cerca de 60% do titânio nos EUA e na Europa é utilizado para a indústria aeronáutica, 90% do titânio Japonês é no sector industrial e, por fim, na China 55% é utilizado na indústria química [21]. Na Figura 19, apresenta-se a distribuição do consumo de titânio em 2011 pelos vários sectores na China.

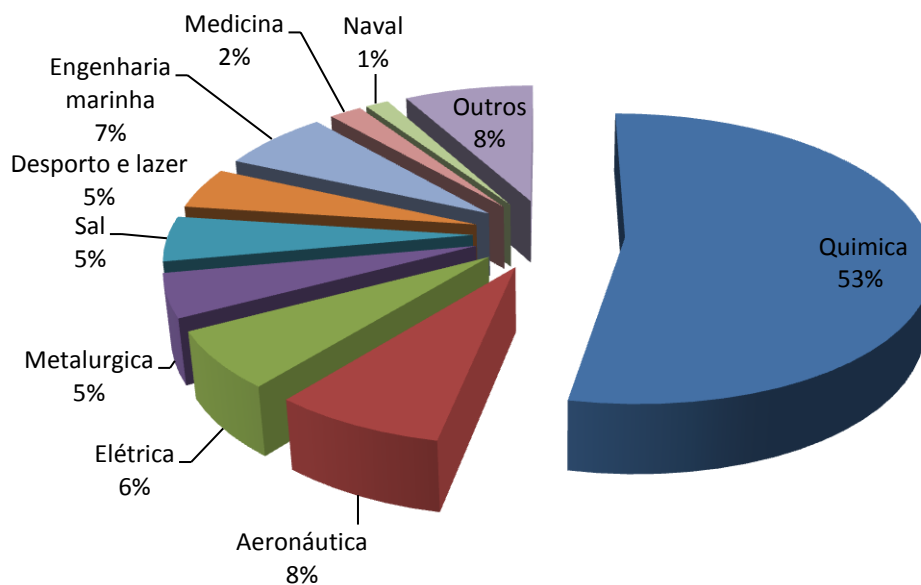


Figura 19 - Distribuição do consumo de titânio por sector na China em 2011

Fonte: Adaptado de [21]

4.2.1 Indústria aeronáutica

A previsão, segundo a Figura 17, do aumento da produção de esponja de titânio nos próximos anos, acompanha também o crescimento da indústria aeronáutica. Nos próximos 20 anos, prevê-se uma procura de 29200 novos aviões [22], o que se traduz num aumento da procura de titânio. Na Figura 20, pode-se analisar a relação entre o número de aeronaves produzidas com a quantidade de esponja de titânio produzida.



Figura 20 - Produção de esponja de titânio e entrega de aeronaves até 2018

Fonte: Adaptado de [18]

A construção de aviões engloba a utilização de vários tipos de materiais, desde a utilização de aço, alumínio, titânio até materiais compósitos. Apesar de apenas 40% do consumo mundial de titânio se destinar à produção de aviões, este apenas corresponde a 12% dos materiais utilizados na indústria aeronáutica.

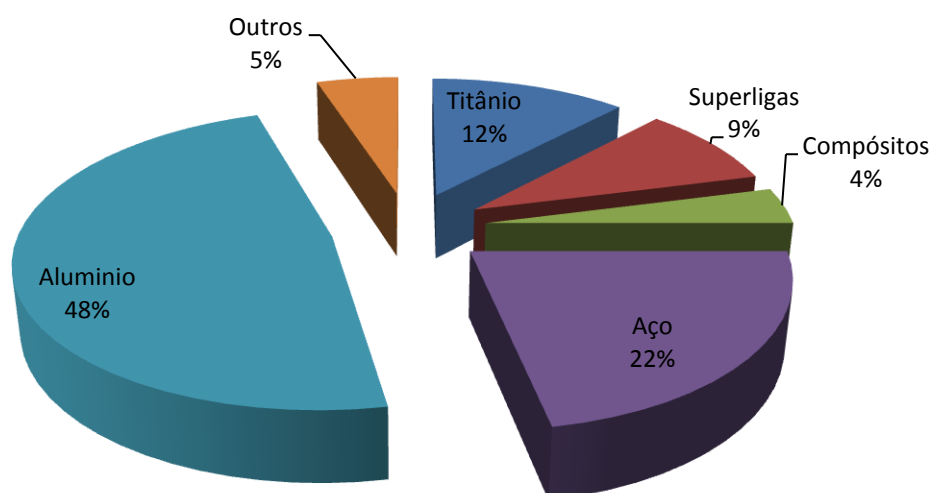


Figura 21 - Distribuição do consumo de materiais na indústria aeronáutica

Fonte: Adaptado de [23]

De forma a fazer uma previsão da quantidade de titânio que será necessária para responder à procura, um Airbus A380, o maior avião comercial até ao momento, necessita de cerca de 82 toneladas para cada *deck* [22]. A próxima geração de motores a jato, está focada na redução do ruído, emissões e consumo de combustível. Assim sendo, para responder às exigências e procura, será necessário estimular a produção de ligas à base de níquel, ligas de titânio e superligas [22]. Esperam-se ligas de titânio de alto desempenho para certas partes, tais como o ventilador do motor e do compressor, discos, rodas, pás do compressor, palhetas e fixadores [22]. A Figura 22 apresenta, a vista em corte de um motor a jato com as diversas ligas que constituem cada uma das secções, e as temperaturas de serviço das mesmas.

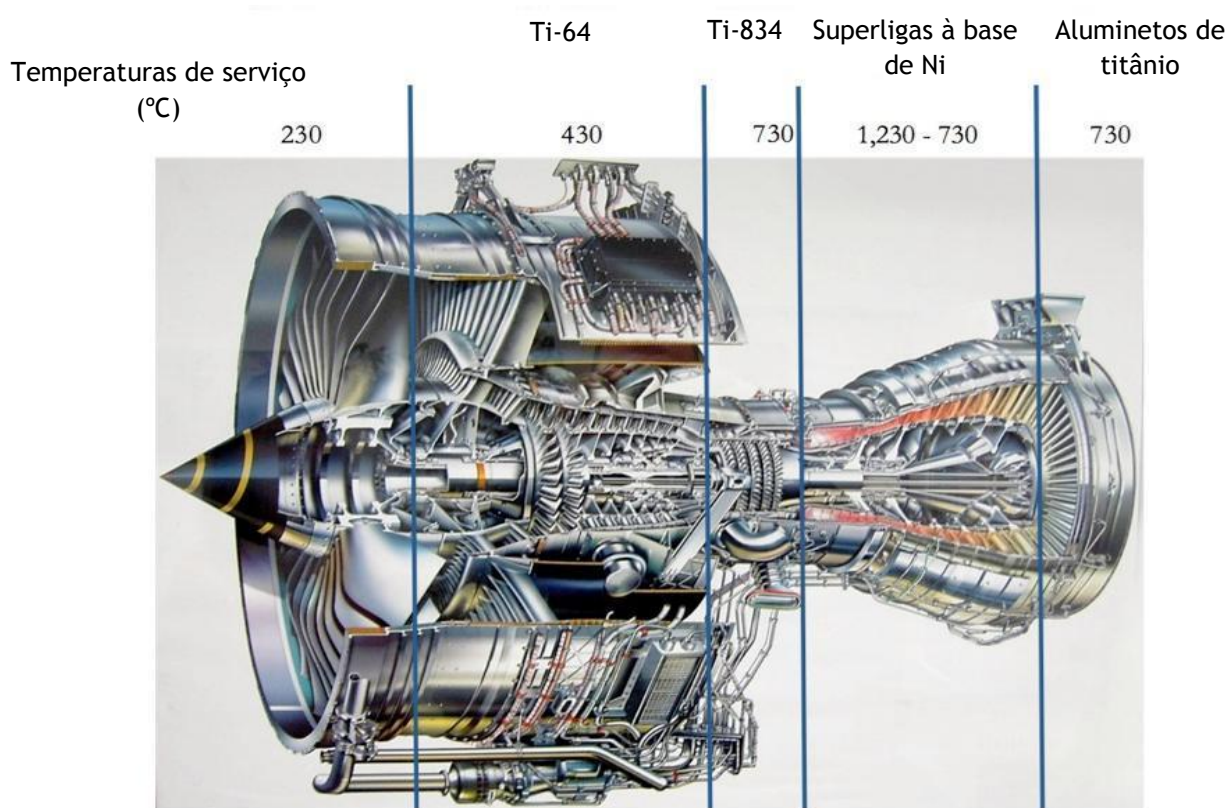


Figura 22 - Ligas para cada secção de um motor a jato

Fonte: Adaptado de [24]

Nesta indústria, a fuselagem do avião é a aplicação que lidera o consumo de ligas de titânio. Seguem-se outras áreas como a construção de motores e a reparação e manutenção. Na Figura 23, encontra-se a distribuição do consumo de titânio por estas áreas.

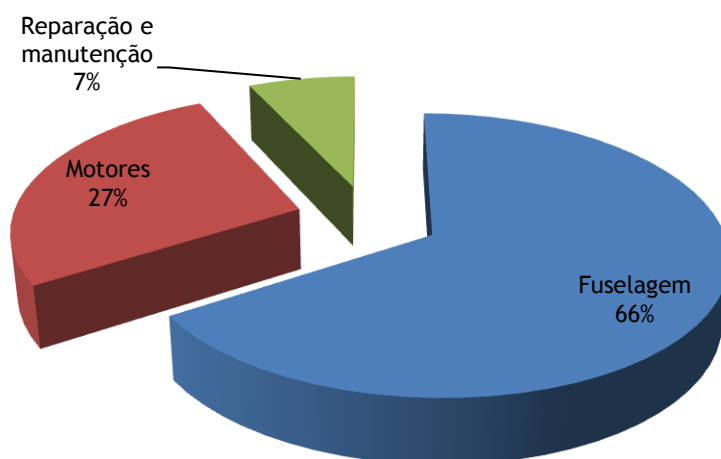


Figura 23 - Distribuição do consumo de titânio na indústria aeroespacial pelas principais aplicações

Fonte: Adaptado de [22]

No grupo da fuselagem, inserem-se componentes como trens de aterragem, parafusos, suportes de asas, anteparas e cauda. Nos motores, têm-se partes como lâminas, discos, anéis e blocos [9].

4.2.2 Indústria médica

Apesar da indústria aeronáutica ter um grande peso no consumo e na procura do titânio, a indústria médica também tem um especial destaque, daí a sua abordagem neste trabalho. Embora a quantidade de titânio utilizada nesta indústria seja muito inferior em relação à indústria aeronáutica, tem havido um aumento da utilização deste metal em diversos componentes.

Segundo Leyens and Peters [3], um material para ser utilizado como biomaterial deve possuir os seguintes requisitos:

- Resistência à corrosão;
- Biocompatibilidade;
- Osteointegração;
- Boas propriedades mecânicas, em especial, módulo de elasticidade semelhante ao do osso e resistência à fadiga.

Entenda-se por osteointegração a capacidade de provocar a ligação entre osso vivo e superfície do implante, e por biocompatibilidade a ausência de qualquer reação adversa dos tecidos humanos, quando estes entram em contacto com um determinado material [25].

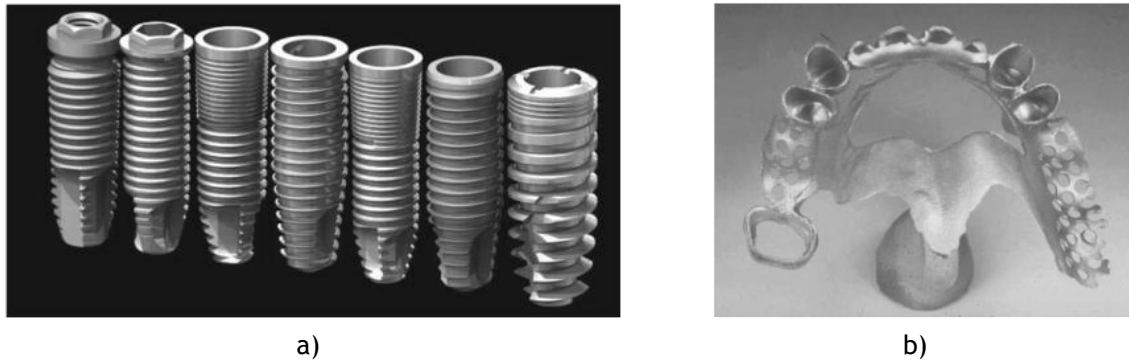
De acordo com as características mencionadas, as ligas de Ti e o Ti CP satisfazem esses requisitos, daí o seu consumo nesta indústria representar 5%, cerca de 100 mil toneladas, do titânio consumido mundialmente [26]. Na Tabela 3 apresenta-se um conjunto das principais ligas utilizadas em aplicações médicas e as suas propriedades mecânicas.

Tabela 3 - Ligas utilizadas em aplicações médicas

Fonte: Adaptado de [19]

Material	Tensão limite elástico (MPa)	Tensão de rotura (MPa)
Ti CP grau 1	172	241
Ti CP grau 2	276	345
Ti CP grau 3	379	448
Ti CP grau 4	483	552
Ti-3Al-2.5V	586	690
Ti-6Al-4V	862	931
Ti-6Al-4V ELI	793	862
Ti-6Al-7Nb	793	862
Ti-15Mo	655	793
Ti-15Mo-2.8Nb-0.2Si	655	793
Ti-12Mo-6Zr-2Fe	965	1000
Ti-35Nb-72Zr-5Ta	793	827

O Ti CP é considerado o melhor material metálico biocompatível, pois as suas propriedades à superfície resultam na formação espontânea de uma camada de óxido estável e inerte [[27], [19]]. Este material é bastante utilizado em próteses e parafusos dentários e em aplicações maxilofaciais [27] (Figura 24).



a)

b)

Figura 24 - a) parafusos dentários; b) prótese dentária

Fonte: [3]

Em relação à liga Ti-6Al-4V, existe uma vasta série de aplicações médicas como, por exemplo, próteses de joelho e anca, dispositivos para traumatismos (placas, malhas, fios, parafusos, etc), instrumentos cirúrgicos e até dispositivos cardiovasculares. Na Figura 25, é apresentado o primeiro coração artificial com partes em titânio e os dispositivos de uma prótese de anca.



a)

b)

Figura 25 - a) coração artificial com partes em titânio; b) dispositivos de prótese de anca

Fonte: Adaptado de [3]

4.2.3 Indústria automóvel

A utilização do titânio na indústria automóvel iniciou-se em 1980, nos motores dos carros da Fórmula 1 [19]. O interesse desta indústria neste material tem como objetivo a produção de carros mais leves, de modo a reduzir consumos de combustível sem prejudicar a performance. Contudo, o preço deste material faz com que o seu uso não seja generalizado e apenas seja aplicado em carros de corrida ou de alta gama. Na Tabela 4, analisa-se o custo deste material por comparação com outros normalmente utilizados na produção automóvel.

Tabela 4 - Custo do titânio em comparação com outros metais usados na indústria automóvel

Fonte: Adaptado de [28]

Material (€/kg)				
Produto	Aço	Alumínio	Magnésio	Titânio
Metal	0,20	1,40	1	4
Lingote	0,30	1,40	1,20	9
Placa	0,40-1,20	2-10	8-18	16-100

Pode-se concluir que o seu custo permanece bastante elevado em relação aos restantes materiais. Para que a sua utilização se estenda a toda a indústria automóvel, o seu custo deverá atingir cerca de 5-9 €/kg [28].

Embora o titânio tenha uma baixa resistência ao desgaste, esta desvantagem pode ser minimizada pela utilização de tratamentos superficiais. Assim, é efetuado um endurecimento superficial baseado na difusão de oxigénio na superfície, levando à formação de uma camada superficial de maior dureza [19]. A utilização deste recurso viabilizou o uso do titânio no fabrico de válvulas de admissão.

O recurso ao titânio e às suas ligas, para o fabrico de componentes automóveis, aplica-se desde as peças que fazem parte do motor e do sistema de transmissão, até peças estruturais e do sistema de escape. Na Tabela 5 encontram-se as ligas de titânio mais utilizadas na indústria automóvel, bem como, exemplos das suas utilizações.

Tabela 5 - Ligas de titânio e respectivas aplicações, para a indústria automóvel

Fonte: Adaptado de [19]

Material	Aplicações
Titânio CP grau 1	Silenciador de escape, arruela de vedação
Titânio CP grau 2	Sistema de escape, válvulas de escape
Ti-6Al-4V	Molas de suspensão, bielas, válvulas de admissão, cubos da roda
Ti-6.8Mo-4.5Fe-1.5Al	Molas de suspensão, molas de válvulas, parafusos
Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si	Válvulas de escape
γ (TiAl)	Pinos de pistão, válvulas, rotores de turbocompressores

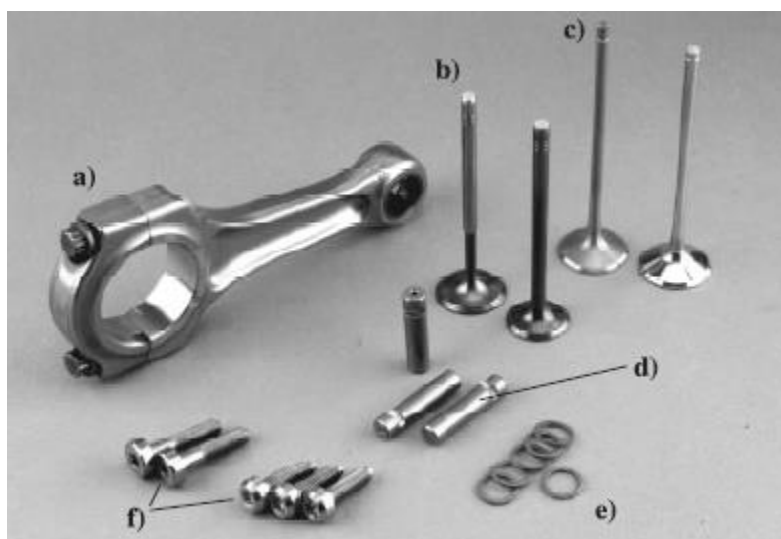


Figura 26 - Exemplos de aplicações de titânio. a) biela; b) válvulas de admissão; c) válvulas de escape; d) pinos de travão; e) vedantes; f) parafusos de jante

Fonte: [3]

4.2.4 Indústria química e petroquímica

O titânio tem uma grande resistência à corrosão, pois tem a capacidade de formar uma camada estável e permanente de óxido de titânio à superfície e temperatura ambiente [3]. Além disto, também possui uma boa resistência a ácidos, orgânicos e inorgânicos, e a meios alcalinos com pH acima de 12, a 75°C [3]. A juntar a estas particularidades, também possui uma condutividade térmica 50% superior à do aço inoxidável. Por estas características, a sua utilização na indústria química e petroquímica vulgarizou-se, uma vez que alguns materiais utilizados, como o caso de aços

austeníticos, não conseguem ter o mesmo comportamento que o titânio em meios bastante agressivos.

Assim, o titânio encontra-se representado nestes setores essencialmente sob a forma de permutadores e turbinas. Na Figura 27, pode-se observar um permutador de placas, em que as quais foram construídas em Ti-6Al-4V, e uma turbina a vapor, cujas pás também são em titânio.

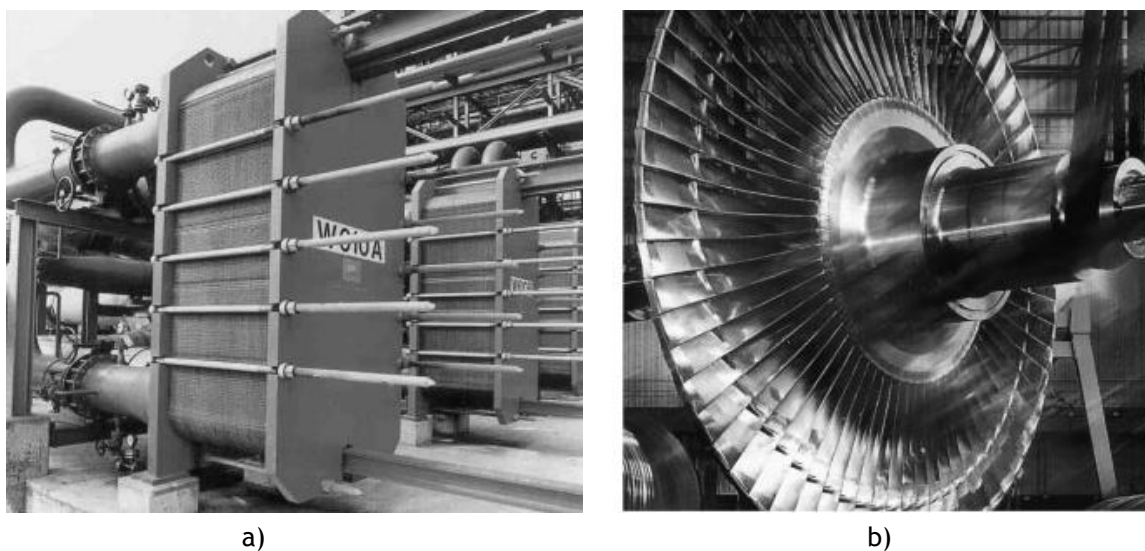


Figura 27 - a) permutador de placas; b) turbina a vapor

Fonte: Adaptado [3]

5 Metalurgia

5.1 Estrutura cristalina e influência dos elementos de liga

O titânio é um elemento alotrópico, cuja temperatura de transformação ocorre aos 882°C. Acima desta temperatura, apresenta uma estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), fase β , e abaixo da mesma, uma estrutura hexagonal compacta (HC), fase α (Figura 28) [65, 21,23]. Como possui uma camada de valência incompleta, pode formar soluções sólidas com outros elementos, provocando alterações nas temperaturas de equilíbrio das fases [4].

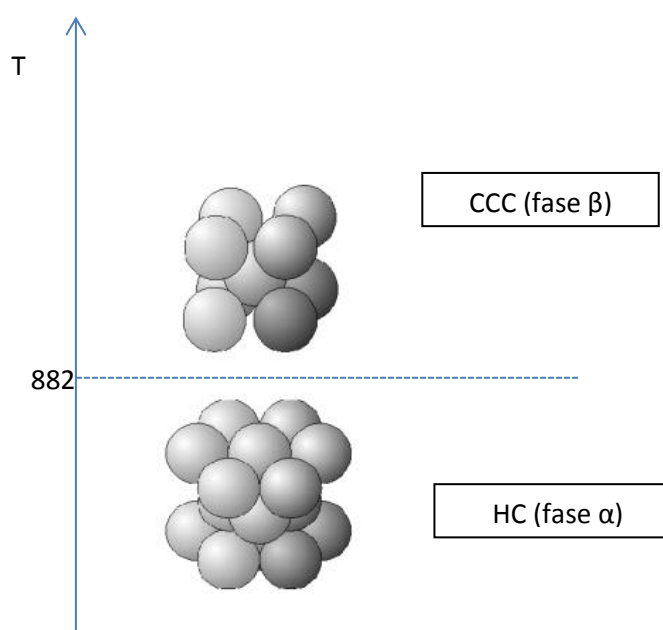


Figura 28 - Estrutura cristalina da fase α e β

A adição de certos elementos de liga pode favorecer o aparecimento de cada uma das fases e, como consequência, a alteração da temperatura de transformação (β -transus). Esta temperatura define a separação da formação da fase β da fase $\alpha+\beta$. Elementos designados como α estabilizadores promovem a fase α , aumentando a temperatura da transformação alotrópica, enquanto estabilizadores β a diminuem. Ainda existem elementos que não provocam qualquer alteração, sendo designados por neutros [29, 30]. Nos elementos β estabilizadores, quando ocorre uma transformação eutectóide, o estabilizador designa-se por β eutectóide, caso contrário, β

isomorfo [29]. Dentro dos elementos estabilizadores, destacam-se o alumínio (α -estabilizador) e o vanádio (β -isomorfo).

Na Figura 29 estão ilustrados alguns exemplos desses elementos e ainda se pode observar a sua influência no diagrama de fases.

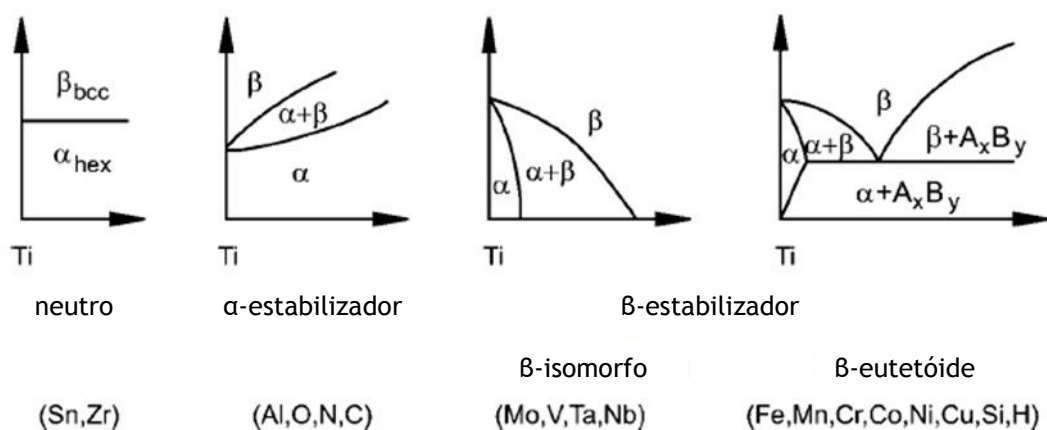


Figura 29 - Influência da adição de elementos nos diagramas de fase de ligas de Ti

Fonte Adaptado [3]

Assim, dependendo da microestrutura, ou seja, da presença das diferentes fases, as ligas geralmente são classificadas como α , $\alpha + \beta$ ou β . São ainda subdivididas em quase- α e β metaestável [3, 29].

Tabela 6 - Exemplos de ligas de Ti

Fonte: Adaptado de [31]

	Ligas α	Ligas quase- α	Ligas $\alpha+\beta$	Ligas β
Exemplos de ligas	Ti CP (Grau 1 a 4) Ti-5Al-2.5Sn	Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si	Ti-6Al-4V Ti-6Al-6V-2Sn	Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr Ti-10V-2Fe-3Al

Na Figura 30, encontra-se a classificação das ligas, representada através de um diagrama de tridimensional, composto pelos elementos α e β estabilizadores.

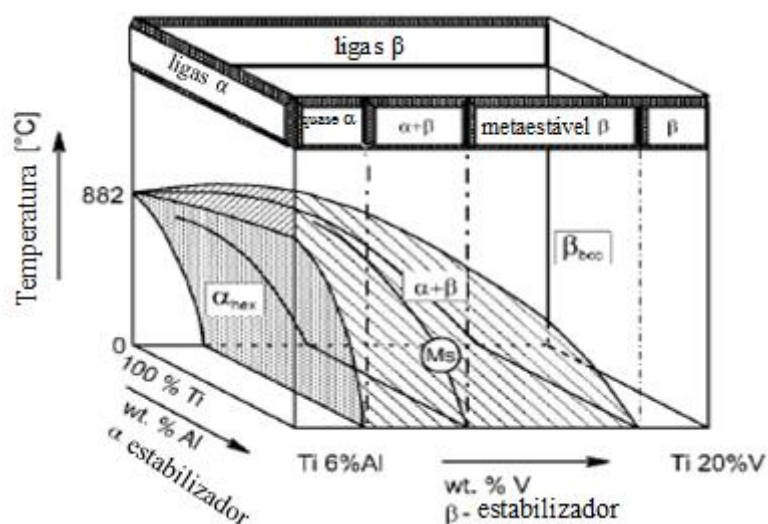


Figura 30 - Diagrama de fase tridimensional para classificar as ligas de Ti

Fonte: Adaptado de [3]

A fase α é menos dúctil do que a fase β , devido à capacidade de deformação da sua estrutura. O alumínio, como promotor da fase α , faz com que a resistência à fluência e à oxidação aumente com o aumento do seu teor. Mas, por outro lado, a ductilidade diminui. Por estas razões, as ligas não excedem os 9% de percentagem mássica de alumínio equivalente (equação 3). Esta percentagem é determinada em função do teor de alumínio e de outros elementos que podem ter comportamento α estabilizador.

$$\text{Al eq.} = \text{peso\% Al} + 1/3 \text{ peso\% Sn} + 1/6 \text{ peso\% Zr} + 10 \text{ peso\% O} < 9 \text{ peso\%} \quad (3)$$

Caso contrário, ocorre a precipitação de compostos intermetálicos, designados por aluminetos de titânio. Contudo, este material tem as suas vantagens, sendo abordado com mais detalhe na secção 5.7.

5.2 Titânio comercialmente puro

O titânio comercialmente puro (Ti CP) é a forma de titânio metálico com menor resistência mecânica, mas a com maior resistência à corrosão. Contém elementos intersticiais, como o oxigénio, ferro e azoto, que são solúveis na fase α . Existem 4 graus de Ti CP e estes diferem entre si, essencialmente, pela quantidade de oxigénio e ferro. Se por um lado o oxigénio e o azoto têm a capacidade de aumentar a resistência, por outro diminuem a ductilidade [30].

A Sociedade Americana para Testes e Materiais (ASTM), em concreto a norma F67, define a composição do Ti CP para implantes cirúrgicos, especificando as suas características em termos de composição química, propriedades mecânicas e metalúrgicas. A norma divide o titânio em diferentes graus, consoante as quantidades de N, C, H, Fe e O na sua composição (ver Tabela 7).

Tabela 7 - Composição química do titânio CP

Fonte: Adaptado de [25]

	Ti	N(máx)	C(máx)	H(máx)	Fe(máx)	O(máx)
Grau 1	Bal.	0,03	0,08	0,015	0,20	0,18
Grau 2	Bal.	0,03	0,08	0,015	0,30	0,25
Grau 3	Bal.	0,05	0,08	0,015	0,30	0,35
Grau 4	Bal.	0,05	0,08	0,015	0,50	0,40

Em relação às propriedades mecânicas, estas podem ser consultadas na Tabela 3. Entre os diferentes graus, o que possui menor resistência mecânica é o grau 1. Contudo, possui grande capacidade de conformação plástica, sendo utilizado em aplicações que exijam grande resistência à corrosão, mas que não necessitem de grande resistência mecânica. O Ti CP de grau 3 possui boa resistência mecânica aliada a uma razoável conformabilidade, sendo por isso utilizado para o fabrico de reservatórios.

5.3 Ligas α e quase- α

As ligas α são constituídas por elevadas concentrações de elementos α estabilizadores e baixas de β estabilizadores. Nestas ligas não ocorre a formação de fases metastáveis após arrefecimentos rápidos, o que faz com que não haja grandes alterações a nível microestrutural. Uma vez que não são sujeitas a uma transição dúctil-frágil, estas ligas são indicadas para trabalhos a temperaturas bastante baixas. Contudo, os elementos intersticiais podem comprometer a ductilidade e a tenacidade, sendo por isso necessário reduzir a concentração destes elementos [30]. As ligas com baixas concentrações de elementos intersticiais designam-se por ligas ELI (*extra low interstitial*).

As ligas quase- α apresentam pequenas quantidades de elementos β estabilizadores (menos de 10%), o que possibilita a melhoria de propriedades mecânicas, através de tratamentos térmicos [30]. Contudo, também se pode alterar a estrutura dos grãos das ligas α e quase- α , através de recozimento de recristalização, o que permite o alívio de tensões devido aos processos de fabrico. As ligas quase α são indicadas para temperaturas entre os 500°C-550°C, pois combinam o bom comportamento à fluência das ligas α , com a resistência das ligas $\alpha+\beta$ [3].

5.4 Ligas $\alpha + \beta$

As ligas $\alpha + \beta$ são constituídas por elementos estabilizadores α e β de modo balanceado, para que a formação das fases ocorra também à temperatura ambiente. Este tipo de ligas pode conter mais do que um tipo de α ou β estabilizador. Caso a quantidade de β estabilizadores atinja um determinado valor, facilmente se pode ultrapassar a temperatura de transformação β , e a liga passa a ser formada apenas por fase β no aquecimento. Após o arrefecimento, volta outra vez à forma de $\alpha + \beta$.

Uma das ligas mais usadas a nível mundial é deste tipo, e designa-se por Ti-6Al-4V [3, 29]. Embora esta liga seja utilizada no fabrico implantes, existem estudos que demonstram que a presença do vanádio pode ser prejudicial para os tecidos humanos [29]. De modo a ultrapassar este problema, o vanádio pode ser substituído pelo nióbio e ferro, dando lugar a ligas como Ti-6Al-7Nb e Ti-5Al-2.5Fe. Além disto, o comportamento elástico da liga Ti-6Al-4V demonstra-se um pouco inadequado para aplicações ortopédicas, pois pode conduzir a problemas de reabsorção óssea. Sendo assim, materiais com módulo de elasticidade semelhantes ao do osso humano são preferíveis, uma vez que permitem uma melhor distribuição de tensões no tecido ósseo [29].

5.4.1 Microestrutura

Os tratamentos termomecânicos, entre os quais se encontram a homogeneização, recristalização e recozimento, influenciam bastante as microestruturas das ligas, sendo possível obter diferentes microestruturas, ajustando os parâmetros desses processos. As microestruturas podem-se apresentar sob forma lamelar, equiaxial e ainda bimodais, que contêm a fase α primária equiaxial numa matriz lamelar $\alpha + \beta$ [1, 3].

5.4.1.1 *Microestrutura lamelar*

As microestruturas lamelares podem ser obtidas no final do processo, através de um recozimento até à zona de formação da fase β , quando sujeitas a um arrefecimento lento. Muitas vezes, recorre-se ao recozimento após outros tratamentos ou trabalhos mecânicos, para o alívio de tensões internas [1]. A temperatura, por norma, é mantida a 30-50°C acima da temperatura de transição β , de modo a se controlar o tamanho do grão [1]. Assim que a temperatura é inferior à temperatura de transição, ocorre a nucleação da fase α nos contornos de grão, levando à formação de uma espécie

de camada mais ou menos contínua ao longo dos contornos dos grãos B. À medida que decorre o arrefecimento, a fase α vai-se formando na interface da camada e cresce dentro do grão B, sob a forma de lamelas paralelas, até que encontrem outra colónia de fase α de um outro contorno de grão B [1]. Na Figura 31 descreve-se a formação da microestrutura lamelar desde a fase B, referente à liga Ti6Al4V.

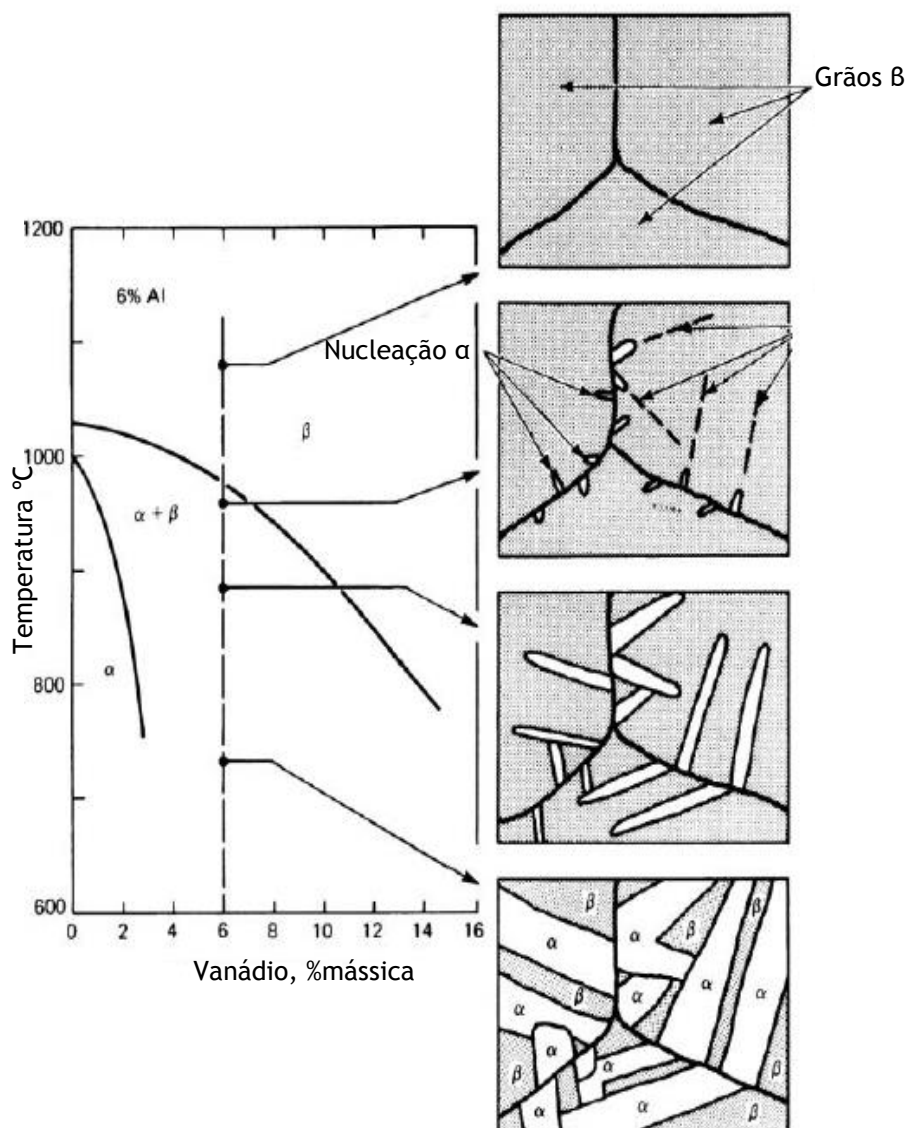


Figura 31 - Diagrama de fase e microestruturas do Ti-6Al-4V a diferentes temperaturas, quando sujeito a arrefecimento ao ar

Fonte: Adaptado de [30]

A forma como é realizado o arrefecimento influencia bastante a microestrutura. A taxa de arrefecimento determina o tamanho do grão α lamelar (grosseiro ou fino) e ainda o tamanho e espessura da colónia [1, 3]. Quando são utilizadas taxas de arrefecimento elevadas (arrefecimentos

rápidos), as características mencionadas anteriormente diminuem. Numa estrutura completamente lamelar, o tamanho típico dos graus β é de 600 μm [1]. Na Figura 32 encontram-se três microestruturas da liga Ti-6Al-4V, obtidas por diferentes taxas de arrefecimento (em água, ao ar e no forno), ambas a partir de 1100°C. Como se pode observar, aquela que foi submetida ao arrefecimento em água, ou seja, a uma taxa de arrefecimento elevada, tem um tipo de grão mais refinado. Por outro lado, a que foi em arrefecida no interior do forno, a uma taxa de arrefecimento inferior, apresenta grãos mais grosseiros.

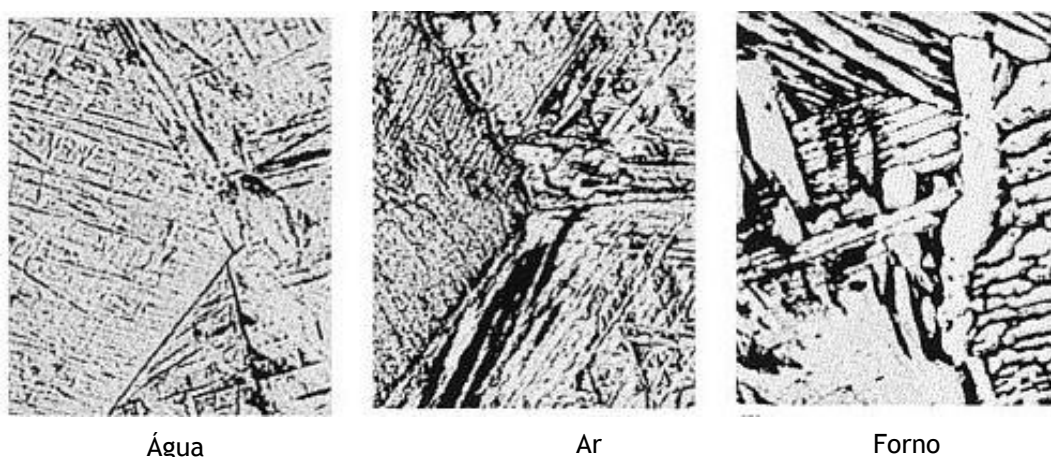


Figura 32 - Efeito da taxa de arrefecimento desde a fase β na microestrutura da Ti-6Al-4V

Fonte: Adaptado de [30]

Em arrefecimentos muito rápidos, a fase β pode decompor-se em martensite mas, ao contrário do que acontece nos aços, esta martensite é mais moderada [3]. A sua formação ocorre em função da composição química da liga e da temperatura a que esta é sujeita. Pode-se observar na Figura 33 o diagrama de fases da liga do tipo Ti-6Al-4V, contendo a linha α de transformação martensítica (MS).

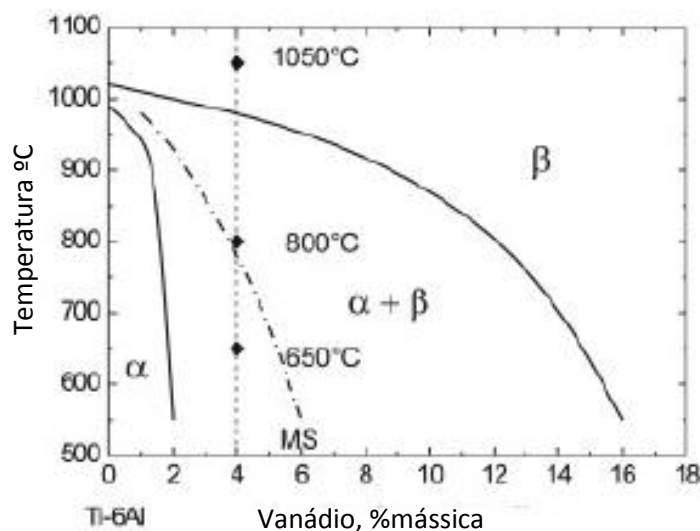


Figura 33 - Diagrama de fases da liga do tipo Ti-6Al-V

Fonte: Adaptado de [3]

Assim, com temperaturas acima da temperatura de transformação martensítica e a taxas de arrefecimento elevadas, a fase β pode originar uma estrutura martensítica do tipo α' ou α'' [30]. A fase α' é caracterizada por possuir uma estrutura HC, mas com um grão inferior em relação à fase α , e pode apresentar-se sob duas formas: compacta (Figura 34 b)) ou acicular (Figura 34 a)) [1]. A primeira é caracterizada por regiões irregulares, em que cada uma delas tem uma orientação específica. Enquanto a outra, se caracteriza por uma mistura de diferentes orientações, mas sem agrupamentos definidos. Em relação à fase α'' , esta apresenta uma estrutura intermédia entre HC e CCC, pois com o aumento da quantidade de soluto, a estrutura hexagonal da martensite perde a sua simetria. Quando se atingem temperaturas baixas, a fração volúmica da fase β diminui e não se transforma mais em martensite [3]. A martensite formada também aparece sob a forma de uma lamela, tornando-se difícil de distinguir esta da fase α obtida por arrefecimento lento a partir da fase β . Para isso, por vezes, recorre-se à análise química e às condições de processamento para as identificar [30]. Contudo, para a maior parte das ligas do tipo $\alpha+\beta$, como a Ti-6Al-4V, a transformação para uma estrutura martensítica só ocorre para taxas de arrefecimento superiores a $1000^\circ\text{C}/\text{min}$, o que vulgarmente só acontece no caso de arrefecimento em água e com espessuras de material muito pequenas [1]. Assim sendo, pode-se concluir que uma estrutura martensítica não ocorre vulgarmente em peças de ligas do tipo $\alpha+\beta$.

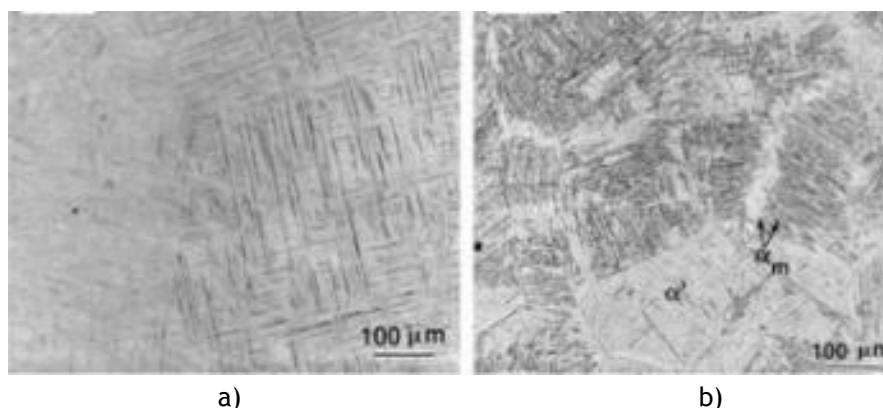


Figura 34 - a) martensite acicular do Ti-Al-4V; b) martensite compacta do Ti-6Al-4V

Fonte: [32]

5.4.1.2 *Microestrutura equiaxial*

Este tipo de microestrutura resulta de um processo de recristalização, desde que a taxa de arrefecimento seja suficientemente baixa para que apenas cresçam grãos α primários, juntamente com grãos β , e não haja formação de α lamelar. Uma outra forma de obter este tipo de microestrutura é através da recristalização a uma temperatura tão baixa, que a fração volúmica de α é suficientemente alta para formar uma microestrutura equiaxial a partir de α lamelar [1]. Esta forma tem a vantagem de possibilitar a obtenção de microestruturas com grãos α mais pequenos do que no primeiro caso [1]. Se se optar pelo último processo, é necessário utilizar uma taxa de arrefecimento elevada para garantir tal microestrutura.

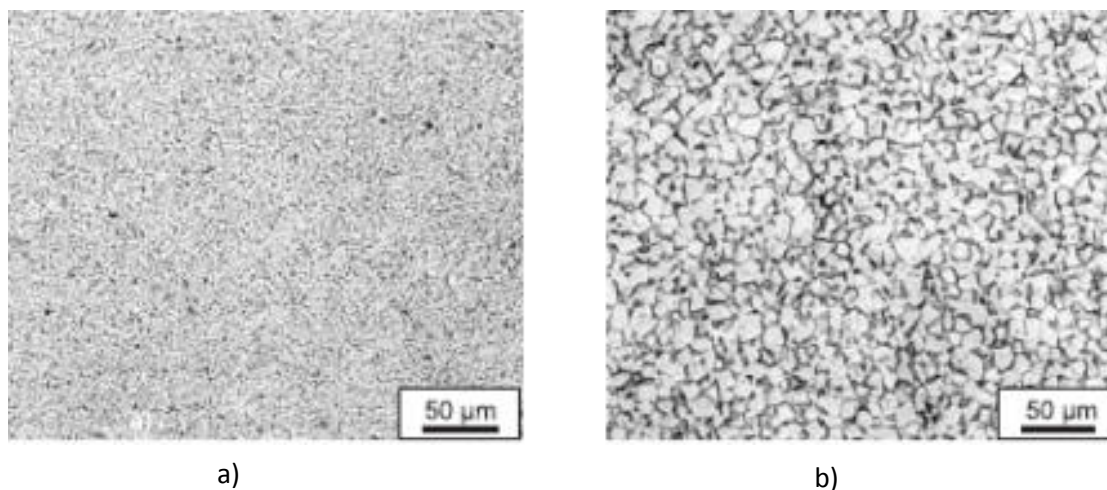


Figura 35 - Microestrutura equiaxial da liga Ti-6Al-4V: a) grão fino; b) grão grosseiro

Fonte: Adaptado [3]

Através de uma microestrutura bi-modal, é possível obter uma equiaxial. Para que isto aconteça, é necessário aquecer o material na fase $\alpha+B$ até uma temperatura em que α lamelar se dissolva nos grãos B, e que o arrefecimento seja lento para que cresça α primário [1].

5.4.1.3 Microestrutura bi-modal

Uma microestrutura bi-modal (Figura 36) apresenta parcialmente α primário equiaxial numa matriz lamelar do tipo $\alpha+B$, sendo considerada uma mistura de microestrutura lamelar com equiaxial [3]. Esta mistura vai resultar numa combinação das propriedades mecânicas, fazendo com que as microestruturas bi-modais apresentem propriedades balanceadas.

O processo de transformação de uma estrutura bi-modal para equiaxial é reversível. Assim sendo, também é possível obter uma estrutura bi-modal a partir de um equiaxial. Através de um aquecimento até uma temperatura na fase $\alpha+B$, que esteja de acordo com a fração volúmica de α primário desejado e, posteriormente, um arrefecimento a uma taxa suficientemente elevada para formar α lamelar juntamente com grãos B [1].

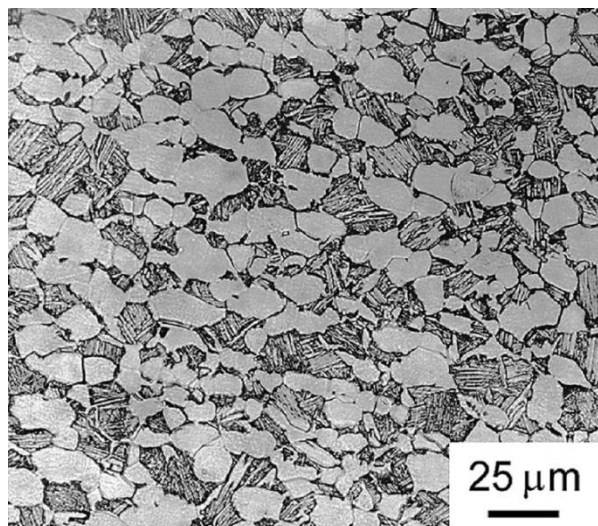


Figura 36 - Microestrutura bi-modal da liga Ti-6Al-4V

Fonte: [33]

5.4.2 Influência do tipo microestrutura nas propriedades mecânicas

Como foi referido anteriormente, o tipo de microestrutura, bem como o tamanho de grão (refinado ou grosseiro), influencia bastante as propriedades mecânicas, sendo possível obter propriedades bem distintas, consoante a microestrutura. Daí resulta a adaptação dos tratamentos térmicos, de acordo com as necessidades mecânicas exigidas e mais indicadas para cada aplicação.

Na Tabela 8 encontra-se, de forma qualitativa, a influência do tamanho e tipo de grão e do tipo de estrutura nas propriedades mecânicas. Designa-se com os símbolos (+, 0 e -) se a presença de uma determinada microestrutura favorece, não afeta ou se prejudica uma dada propriedade, respetivamente.

Tabela 8 - Influência do tipo de microestrutura nas propriedades das ligas de titânio

Fonte: Adaptado de [3]

Tamanho do grão		Propriedade	Tipo de grão	
Fino	Grosseiro		Lamelar	Granular
0	0	Módulo de Young	0	+/-
+	-	Tensão de rotura	-	+
+	-	Ductilidade	-	+
-	+	Tenacidade à fratura	+	-
+	-	Iniciação de fissuras por fadiga	-	+
-	+	Propagação de fissuras por fadiga	+	-
-	+	Fluência	+	-
+	-	Oxidação	+	-

5.4.2.1 Microestrutura lamelar

O tamanho da colónia α , depende da taxa de arrefecimento dos tratamentos térmicos, a partir da formação da fase β , sendo que, juntamente com a espessura de α lamelar, são os parâmetros mais influentes nas propriedades mecânicas deste tipo de microestrutura [34], pois o tamanho da colónia α determina o escorregamento efetivo. Assim, com o aumento da taxa de arrefecimento, o tamanho da colónia diminui e, por sua vez, há uma redução proporcional do escorregamento, o que se traduz num aumento da tensão de cedência (Figura 37) [1]. Uma vez que o aparecimento de estruturas martensíticas está relacionado com taxas de arrefecimento bastante elevadas, é de se esperar que a tensão limite elástico aumente na presença deste tipo de estruturas.

Em relação à ductilidade, há um aumento à medida que se aumenta a taxa de arrefecimento, até se atingir um valor máximo, sendo que depois ocorre uma inversão (Figura 37). Este ponto corresponde à mudança do modo de fratura de dúctil transcristalino a baixas taxas de arrefecimento, para dúctil intercristalino das camadas de α nos contornos de grão β [34]. A variação da diminuição da ductilidade está relacionada com a diferença de resistência entre as camadas de fase α e da matriz, e também do tamanho do grão β [1].

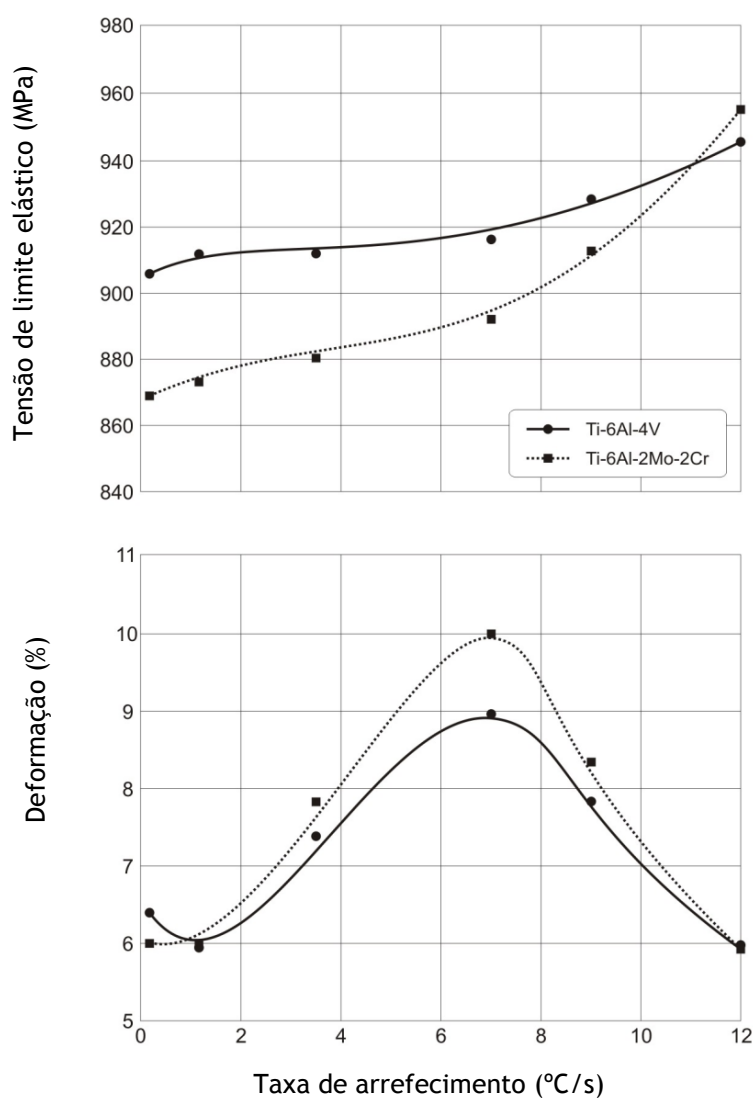


Figura 37 - Efeito da taxa de arrefecimento na tensão de cedência e na ductilidade de ligas alfa+beta

Fonte: Adaptado de [34]

Por fim, o comportamento à fadiga para ciclos elevados segue a mesma tendência da tensão de cedência. Uma vez que, para este caso, a resistência à fadiga depende do escorregamento, ou seja, do tamanho da colônia α . Verifica-se que o aumento da taxa de arrefecimento de baixa para média não altera significativamente a resistência à fadiga, mas para taxas elevadas, a partir dos 150°C/min, existe um aumento bastante significativo [1].

5.4.2.2 Microestrutura equiaxial

Neste tipo de ligas, o tamanho dos grãos da fase α é um dos principais fatores responsáveis pelas alterações das propriedades mecânicas. Da mesma forma que o tamanho da colônia da fase α influencia as propriedades mecânicas numa microestrutura lamelar, também o tamanho do grão α influencia as propriedades mecânicas numa microestrutura equiaxial [1]. As microestruturas equiaxiais das ligas do tipo $\alpha+\beta$ (Figura 38 b), c)) têm alguma semelhança com as de titânio puro (Figura 38 a)), como se pode constatar na figura abaixo. Sendo assim, as propriedades mecânicas também vão ser semelhantes às do titânio CP.

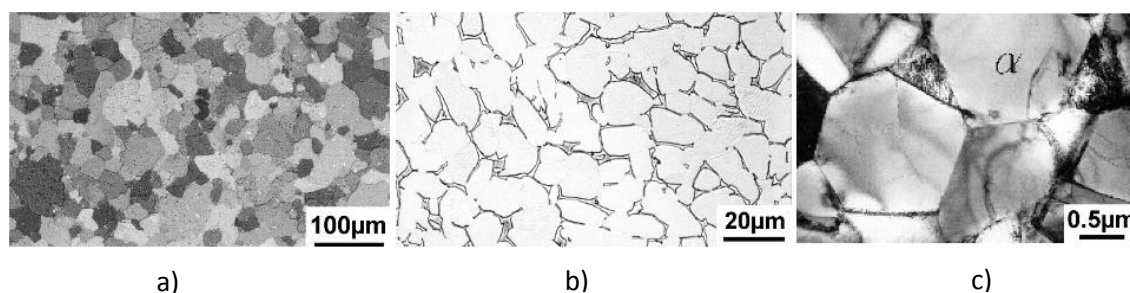


Figura 38 - Comparação de microestruturas: a) Titânio CP b), c) liga alfa+beta

Fonte: Adaptado de [1]

Contudo, a sua ductilidade geralmente é igual, ou até mesmo superior, em relação às microestruturas bi-modais. Destaca-se ainda o comportamento à fadiga deste tipo de microestrutura, pois a sua resistência à fadiga para ciclos elevados toma valores bastante interessantes, na ordem dos 650 MPa, para grãos com 6µm, o que não é facilmente conseguido pelos outros tipos de microestruturas [1]. No caso das microestruturas lamelares, estes valores só são obtidos com taxas de arrefecimento superiores a 1000 °C/min e, nas microestruturas bi-modais a temperatura de recristalização é demasiado elevada para se obter grãos inferiores a 10 µm [1].

5.4.2.3 Microestrutura bi-modal

O parâmetro que mais influencia as propriedades mecânicas deste tipo de microestrutura é o tamanho dos grãos β , que é inversamente proporcional à fração volúmica e ao tamanho de grão de α primário, os quais, por sua vez, dependem da temperatura do recozimento de recristalização e da taxa de arrefecimento, respetivamente [1]. Na Tabela 9 é possível observar a influência do tamanho dos grãos de α primário nas propriedades mecânicas da liga Ti-6Al-4V, podendo-se constatar que

quanto maior é a fração volúmica da fase α (ou seja, menor o tamanho dos grãos β), maiores serão os valores das propriedades mecânicas assinaladas.

Tabela 9 - Propriedades mecânicas de microestruturas bimodais da liga Ti-6Al-4V

Fonte: adaptado de [35]

Fração volúmica de α primário equiaxial	Tensão limite elástico [MPa]	Tensão máxima de tração [MPa]	Deformação (%)
10	940	990	12,3
20	995	1100	13
30	972	1069	14

Desta forma, conclui-se que grãos pequenos β conferem melhor ductilidade, aumento da tensão da cedência e da resistência à fadiga a ciclos elevados [35]. Por norma, o valor máximo da tensão de cedência ocorre para frações volúmicas de α primário entre os 10-20% [1].

5.5 Ligas β

Nestas ligas não ocorre a formação de martensite após arrefecimentos rápidos, mas sim uma fase β metastável que pode ser precipitada numa fase α , que apresenta uma estrutura bastante refinada. Desta forma, as ligas β podem ser endurecidas para se atingirem valores de tensão limite elástico superiores às ligas do tipo $\alpha+\beta$ [1]. Uma outra vantagem desta liga é que podem ser processadas a temperaturas mais baixas e possuem maior resistência à corrosão do que as $\alpha+\beta$.

Atendendo ao diagrama de fases da Figura 30, pode-se separar as ligas β em dois grupos. Um dos grupos, cuja composição química é próxima da fronteira entre β e $\alpha+\beta$, é caracterizado por ligas de elevada resistência. Enquanto o outro, deslocado mais para a direita, tem uma maior quantidade de elementos estabilizadores do tipo β e contém uma fração volúmica da fase α menor, o que faz com que a resistência mecânica seja menor em comparação com o primeiro grupo [1].

Também neste grupo de ligas podem ser observadas diferentes microestruturas, consoante os tratamentos termomecânicos a que foram sujeitas. Surgem assim, essencialmente, três microestruturas distintas designadas por: β recozida, β processada e β bi-modal.

As microestruturas β recozidas (Figura 39 a)) surgem por um processo de recristalização na zona β e por um envelhecimento na zona $\alpha+\beta$ para precipitar plaquetas finas de fase α [1]. A nucleação desta fase ocorre preferencialmente nos contornos de grão β e forma camadas contínuas. Em relação à β processada (Figura 39 b)), a obtenção desta microestrutura passa por uma série de processos, de modo a restringir a formação das camadas α . Por fim, as microestruturas β bimodais (Figura 39 c)) têm como objetivo limitar a influência das camadas α , através da transformação destas camadas contínuas em partículas globulares individuais [1].

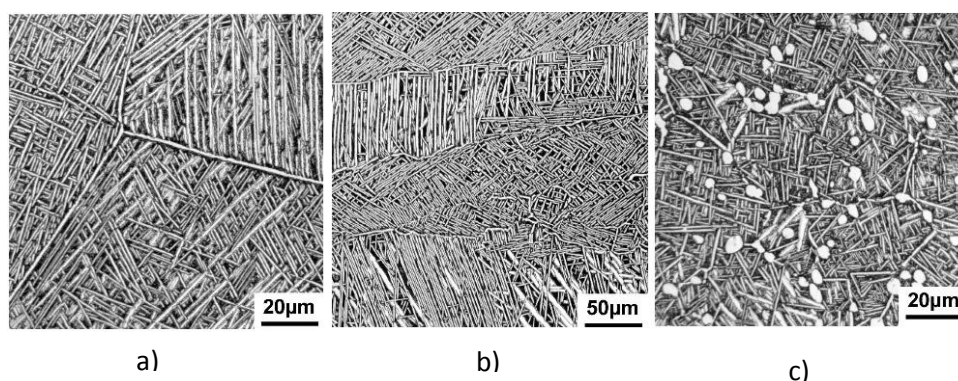


Figura 39 - Tipos de microestruturas da liga β : a) recozida b) processada c) bi-modal

Fonte: Adaptado de [1]

Em relação à influência do tipo de microestrutura nas propriedades mecânicas, na Tabela 10 encontra-se resumida essa informação. Os símbolos (+, 0 e -) designam se a presença de uma determinada estrutura favorece, não afeta ou se prejudica uma dada propriedade, respetivamente.

Tabela 10 - Influência dos tipos de microestruturas das ligas β nas propriedades mecânicas

Fonte: Adaptado de [1]

	Tensão limite elástico	Deformação até à rutura	Resistência à fadiga para ciclos elevados	Resistência à fluência
Bi-modal	0	+	+	0
β -processada	0	+	+	0
Camadas α em β recozida	0	-	-	0

5.6 Comparação das diferentes ligas

O objetivo desta secção passa esclarecer as melhores características de cada um dos tipos de liga, sendo possível comparar a mesma propriedade mecânica para os diferentes tipos de liga.

Através da informação das secções anteriores, pode-se concluir que as propriedades mecânicas dos diferentes tipos de liga dependem, essencialmente, da fração volúmica e das próprias propriedades de cada uma das fases [3].

Tabela 11 - Propriedades das ligas α , $\alpha+\beta$ e β

Fonte: Adaptado de [3]

	α	$\alpha+\beta$	β
Densidade	+	+	-
Resistência	-	+	++
Ductilidade	-/+	+	+/-
Tenacidade	+	-/+	+/-
Resistência à fluência	+	+/-	-
Comportamento à corrosão	++	+	+/-
Soldabilidade	+	+/-	-

As ligas α , como são monofásicas, apresentam menor resistência do que as $\alpha + \beta$ e β , pois estas são tratadas termicamente para a obtenção de valores elevados de resistência mecânica. Em contrapartida, as ligas β , apesar de apresentarem elevada resistência, perdem ductilidade.

Em relação à tenacidade, que depende essencialmente do tipo de microestrutura, mostra valores mais elevados na presença de grãos grosseiros e lamelares do que finos e equiaxiais.

Por fim, salienta-se que a soldabilidade das ligas α e $\alpha + \beta$ é melhor do que a β , em especial quando estas sofreram um tratamento térmico para aumentar a sua resistência.

5.7 Aluminetos de titânio

Como já foi referido, o alumínio é o elemento α estabilizador mais importante e, por isso, o diagrama de fases Ti-Al é um dos mais estudados. À medida que o teor de alumínio aumenta, aparecem várias fases intermetálicas como: α_2 -Ti₃Al, γ -TiAl, TiAl₂ e TiAl₃. Estas últimas duas são fases muito frágeis, daí que o interesse comercial no desenvolvimento de ligas a partir dos compostos intermetálicos recaia apenas sobre γ -TiAl, Ti₃Al e, ainda, sobre um composto bifásico $\alpha + \alpha_2$, que se forma a partir dos 5% (mássica) de alumínio a uma temperatura de 500°C [3]. Surgem assim, os designados aluminetos de titânio.

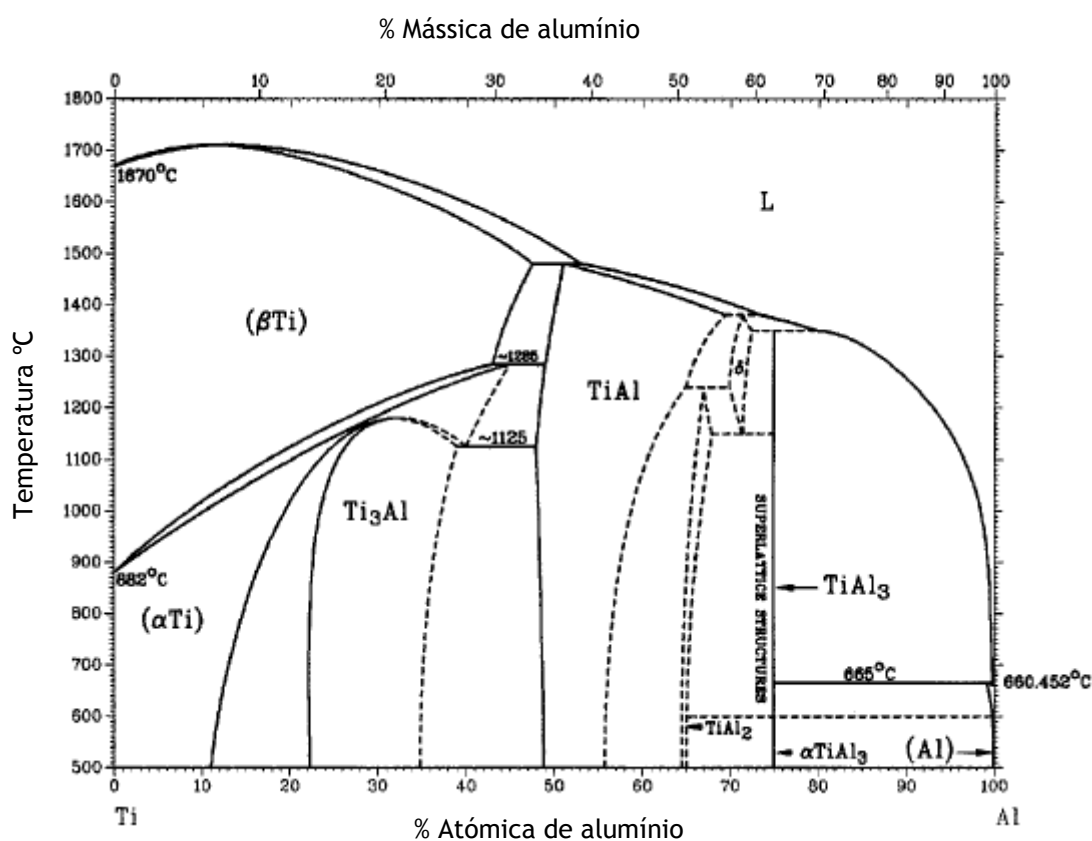


Figura 40 - Diagrama de fases Ti-Al

Fonte: Adaptado de [3]

Os aluminetos de titânio têm propriedades bastante interessantes, como baixa densidade (3,9 - 4,3 g/cm³), elevado ponto de fusão, rigidez considerável e boa resistência mecânica e à deformação, quando sujeitos a elevadas temperaturas. Estes fatores despertam o interesse de certas indústrias como a aeronáutica, aeroespacial e automóvel [36]. As ligas γ -TiAl são

consideradas as mais indicadas para aplicações de elevada temperatura e podem ser divididas em monofásica, γ -TiAl, e bifásica, γ -TiAl + α_2 -Ti₃Al [1]. Contudo, a monofásica γ -TiAl é frágil, pois tem tendência a fraturar à temperatura ambiente, antes de atingir deformações na ordem dos 0,5 - 1 %. De forma a ultrapassar este inconveniente, surgem as ligas compostas por duas fases e com os devidos elementos de liga.

A ductilidade à temperatura ambiente é um parâmetro bastante importante nas ligas γ -TiAl. Sendo assim as que têm uma composição típica do género Ti-Al(45-48) at%-X(1-3) at%-Y(2-5) at%-Z(<1) at%, X pode ser os elementos V, Cr, Mn, Y os Ta, W, Nb, W, Mo e Z os Si, B e C [3]. Estes elementos de liga têm como objetivo dar resposta a certas necessidades, como a resistência à oxidação e à deformação, que a liga bifásica γ -TiAl não consegue responder. Dependendo da composição química e dos tratamentos térmicos, as ligas γ -TiAl podem apresentar 4 tipos de microestruturas: quase-gama, bi-modal, quase-lamelar e lamelar. As microestruturas lamelares e quase lamelares são caracterizadas por TiAl- γ e por uma pequena fração volúmica de α_2 e têm melhor resistência à deformação, tenacidade e à propagação de fissuras que as microestruturas bi-modais [36, 37]. Estas, por sua vez, têm maior resistência mecânica, maior ductilidade e maior ciclo de vida à fadiga. Na Figura 41 apresenta-se um exemplo de cada um destes tipos de microestrutura.

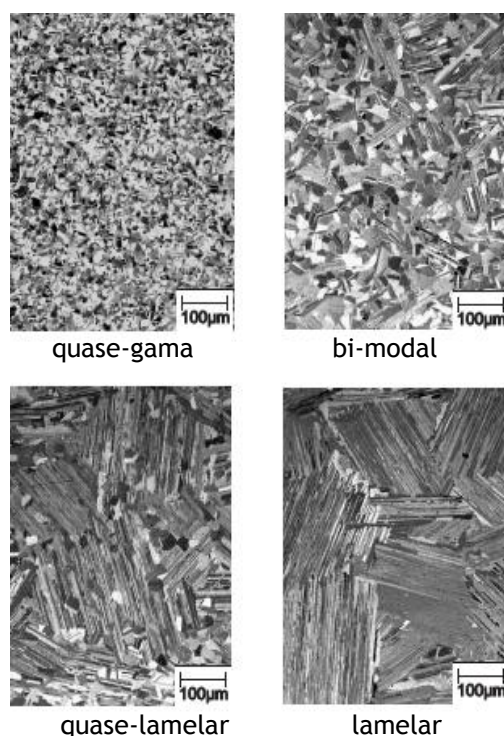


Figura 41 - Tipos de microestruturas de uma liga do tipo γ -TiAl

Fonte: [1]

Uma grande desvantagem das ligas γ -TiAl é que a sua tenacidade e ductilidade são inversamente proporcionais. O tamanho do grão e o espaçamento entre lamelas são os fatores determinantes nestas propriedades, sendo que para grãos pequenos a ductilidade aumenta, mas a tenacidade diminui, e o espaçamento entre lamelas é inversamente proporcional à tenacidade [37].

As ligas γ -TiAl podem ser vistas como substitutas das superligas de Ni, como a INCONEL 713C pois, no intervalo de temperatura 600°C-800°C têm um comportamento mecânico que não fica aquém destas superligas, mas com uma resistência à oxidação ligeiramente inferior para temperaturas acima dos 700°C [37, 38]. Contudo, têm a vantagem de possuírem uma densidade que é aproximadamente metade das superligas de níquel [37].

Para além da utilização das ligas γ -TiAl em turbinas de motores a jato, tem havido um crescente aumento do interesse pela indústria automóvel na fundição destas ligas, para o fabrico de turbocompressores para automóveis. O fabrico destes componentes neste tipo de liga, traz melhorias significativas na performance do carro, entre as quais: redução do consumo de combustível, aumento da potência e aceleração. Esse aumento na aceleração está representado no gráfico da Figura 42. Em comparação com a liga INCONEL 713C, os turbocompressores em TiAl são 0,2 segundos mais rápidos a atingir a pressão de serviço necessária, traduzindo-se num aumento de aceleração que é sentido pelo condutor.

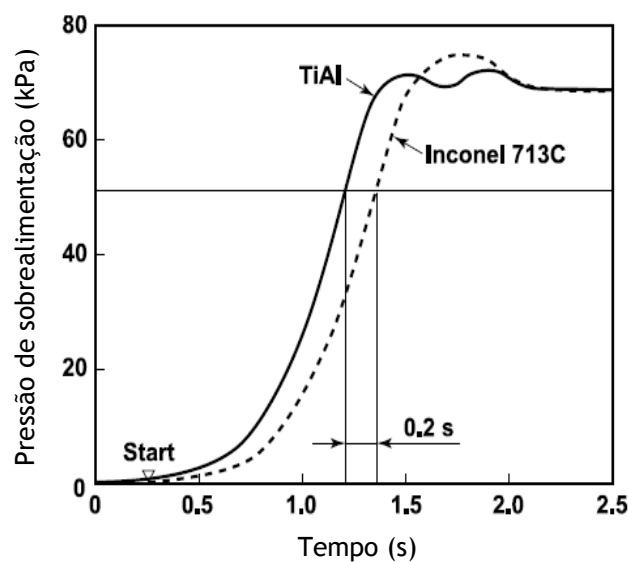


Figura 42 - Comparação dos tempos de resposta de turbocompressores em INCONEL 713C e TiAl

Fonte: Adaptado de [39]

Na Figura 43 encontra-se um turbocompressor utilizado num automóvel e em pás de turbinas, ambos os objetos obtidos por fundição de ligas γ -TiAl num automóvel.

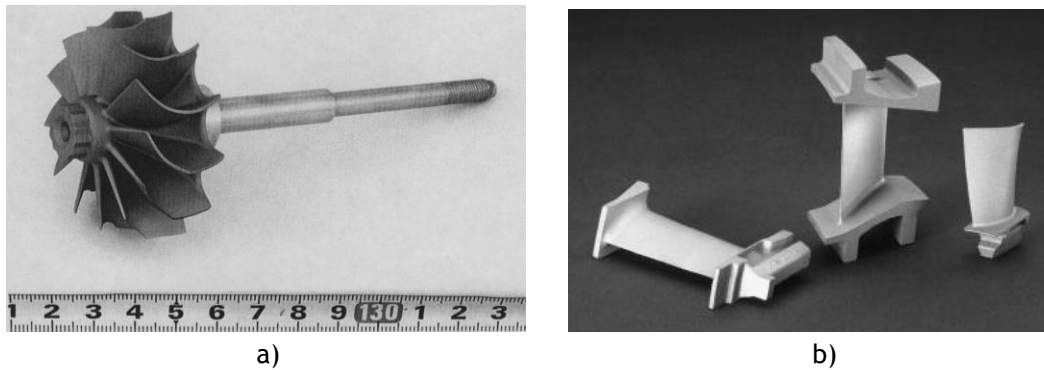


Figura 43 - Aplicações de γ -TiAl num automóvel: a) turbocompressor b) válvulas

Fonte: [36]

6 Fundição por cera perdida de ligas de titânio

Nas secções anteriores, salientou-se o interesse comercial que há por parte de certas indústrias nas ligas de titânio. Os produtos vazados utilizados por estas indústrias, são produzidos por este tipo de fundição, uma vez que é mais atrativa em termos económicos em relação, a outros processos como forjamento e maquinagem. Ao mesmo tempo, as propriedades mecânicas obtidas são equivalentes. Além disso, a fundição por cera perdida em ligas de titânio veio facilitar a produção de componentes mais complexos, que anteriormente envolviam mais do que um tipo de processo mecânico. Isto deve-se às melhorias que têm sido realizadas em fundições *net shape*, na resistência à fadiga e nas reações entre o metal e as carapaças.

Neste capítulo, apresenta-se uma breve descrição do processo de fundição por cera perdida aplicado em ligas à base de titânio. Uma vez que este é um tema já explorado noutros trabalhos, apenas se abordará alguns aspetos mais relevantes. Um dos trabalhos que pode ser consultado com informação mais detalhada sobre este tema é o realizado por Bruno Rocha “*Desenvolvimento do processo de produção de próteses em ligas de Titânio*”.

6.1 Processamento

O processo de fundição por cera de perda aplicado a ligas de titânio, inicia-se de forma idêntica ao utilizado para outras ligas consideradas menos reativas, desde a produção dos modelos em cera e dos sistemas de gitagem e alimentação, até à montagem das peças nos cachos. É a partir desta fase que o processo aplicado às ligas de titânio se difere das outras ligas, nomeadamente na aplicação dos revestimentos cerâmicos.

A primeira camada que entrará em contacto com o metal fundido, *face coat*, é a camada de revestimento cerâmico mais importante, e a sua composição muitas vezes é à base de sílica coloidal e alumina. Contudo, este tipo de base não pode ser utilizado na fundição das ligas de titânio, pois este vai reagir e dissolver os elementos Al, Si e o oxigénio, levando à formação de uma camada designada por *a case* [1]. Na secção 6.3 aborda-se este assunto com mais pormenor. Sendo assim, é essencial que os materiais utilizados no fabrico dos cadinhos e carapaças cerâmicas sejam altamente inertes quimicamente, de forma a não reagir com a liga vazada, para minimizar defeitos que podem causar alterações na composição química e, consequentemente, prejudicar as propriedades mecânicas [1]. Além disso, também deve ter uma temperatura de amolecimento superior à temperatura de fusão da liga vazada. As alterações que podem ocorrer podem ser de tal forma prejudiciais, que as propriedades finais da peça fundida inviabilizem a sua aplicação.

Depois de aplicado o *face coat*, seguem-se sucessivas camadas constituídas por materiais refratários e areias, as camadas *back up*, que têm como objetivo reforçar a carapaça cerâmica até obter a rigidez e resistência apropriada. Por fim, a carapaça é colocada dentro de um autoclave, para a remoção da cera, e também para ser sinterizada, de modo a desenvolver a resistência necessário ao vazamento.

Em relação aos fornos de fusão, foi mencionado na secção 0 os mais utilizados. No entanto, pode-se consultar o trabalho de Bruno Martins sobre “*Desenvolvimento de um forno de indução para fusão e vazamento de ligas de titânio e outras ligas reativas*”, onde é descrito com mais detalhe as características desses fornos, destacando-se os fornos de indução com cadinho frio e cadinhos cerâmicos, que não foram abordados neste trabalho. Contudo, a ideia essencial a reter, quer dos fornos utilizados para a fusão do titânio, quer à forma de como é realizado o vazamento é que, em ambos os casos, utilizam uma atmosfera inerte ou em vácuo.

Depois de ocorrida a solidificação, a carapaça cerâmica é removida pelo uso de vibrações mecânicas, e as peças são cortadas dos cachos.

Todo este processo encontra-se representado na Figura 44.

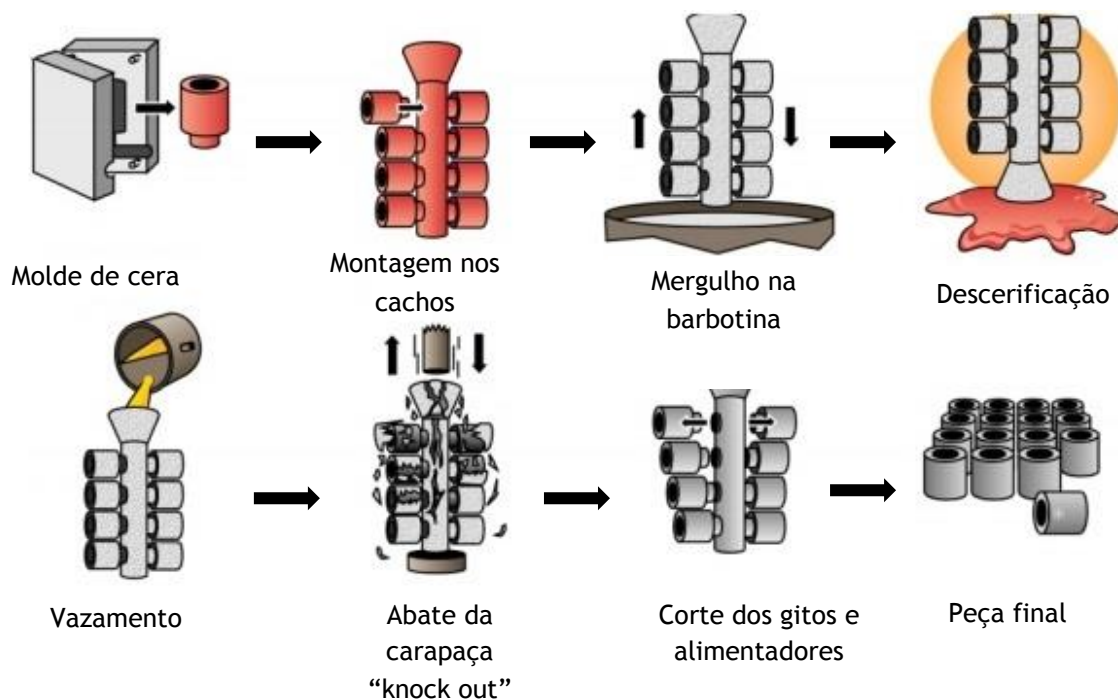


Figura 44 - Processo de fundição por cera perdida

Fonte: Adaptado de [40]

Em peças de elevada exigência, em especial, peças para a indústria aeronáutica e aeroespacial, segue-se um tratamento de prensagem isostática a quente, HIP (*hot isostatic pressure*). Este processo é realizado numa atmosfera inerte, com a temperatura na ordem dos 900°C, e pressão à volta dos 103 MPa, durante duas horas para a liga Ti-6Al-4V [41]. A intenção deste procedimento é eliminar defeitos que possam ter resultado dos processos anteriores, como é o caso da porosidade e rechupes, através da deformação plástica e difusão [41]. A resistência mecânica à fadiga de peças fundidas é melhorada com o recurso a esta técnica (ver Figura 45). Em relação a outras propriedades, na

Tabela 12 encontram-se descritas algumas propriedades da liga Ti-6Al-4V em três condições diferentes: apenas fundidos, fundidos e tratamento HIP e, por fim, fundidos seguidas de tratamento HIP e de tratamento de solução. Como a resistência mecânica de uma peça submetida ao HIP é ligeiramente inferior à de uma peça que não foi submetida, utilizam-se tratamentos térmicos como tratamento de solução para melhorar esta propriedade.

Tabela 12 - Comparação de propriedades mecânicas de peças fundidas em Ti-6Al-4V em diferentes condições

Fonte:[42]

	Tensão limite elástico [MPa]	Tensão de rotura [Mpa]	Deformação (%)
Fundida	896	1000	8
Fundida + HIP	869	958	10
Tratamento de solução	931	1020	8

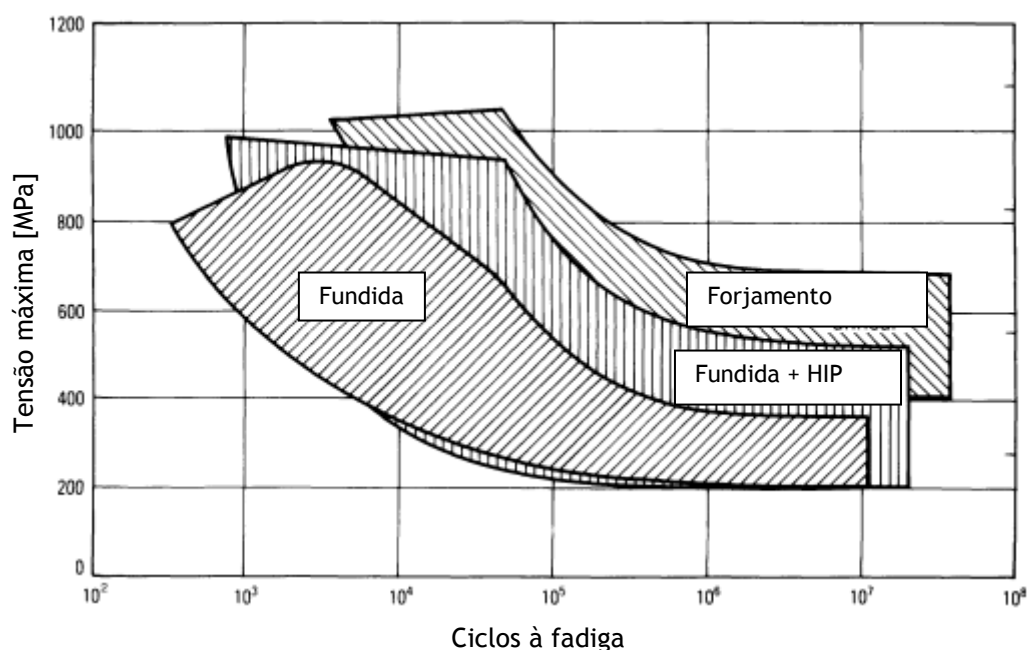


Figura 45 - Comparação do ciclo de vida à fadiga de peças fundidas, fundidas + HIP e forjada no estado recozido na liga Ti-6Al-4V

Fonte: Adaptado de [42]

Existem outros tipos de defeitos, como é o caso de falhas e descontinuidades superficiais, que são corrigidos através da reparação por soldadura nesses locais. A correção destes defeitos evita que as peças sejam consideradas sucata. Um dos processos de soldadura mais utilizado na reparação destes defeitos, é a soldadura TIG (*Tungsten inert gas*) e, dependendo do tamanho do defeito, pode ser utilizado ou não material de adição [1]. Além deste processo, também podem ser utilizados outros, como é o caso da soldadura a laser e a soldadura por feixe de elétrons, que também são utilizados para juntar várias peças fundidas para formar a peça final [3].

Para além do processo HIP e dos processos de soldadura, existe um outro que também é utilizado neste tipo de fundição. Trata-se da maquinagem química. Esta técnica, por norma, é utilizada a seguir ao HIP, para remover possíveis zonas de reação entre o titânio fundido e a carapaça. Por norma, essas zonas estão associadas ao aparecimento de uma camada designada por *a case*.

Todos estes processos de pós-processamento (HIP, maquinagem química e soldadura) fazem com que os custos de produção aumentem significativamente, em comparação com outras ligas que não necessitem de condições tão específicas. Além isto, também está associado o custo dos tratamentos térmicos, realizados com o objetivo de aliviar tensões internas resultantes de processos anteriores.

6.2 Principais defeitos

Diferentes tipos de defeitos podem ocorrer ao longo das várias etapas da fundição por cera perdida. Os defeitos podem ser classificados essencialmente em mal cheios e inclusões [41].

Fazem parte do grupo dos mal cheios todos os defeitos associados à ausência de material, incluindo os rechupes, porosidade devido a gases e ainda cavidades por falta de penetração de soldadura. Em relação às inclusões, são todos os materiais indesejados que podem estar na microestrutura, como é o caso de inclusões provenientes das carapaças cerâmicas, *a case* e ainda inclusões metálicas de tungsténio.

De forma a localizar onde estes defeitos podem ocorrer, a Tabela 13 assinala, com recurso a símbolos, quais as etapas da fundição por cera perdida que podem contribuir e causar os defeitos, bem como técnicas que podem detetar e reparar os mesmos.

Tabela 13 - Defeitos das fundições de titânio ao longo do processo

Fonte: Adaptado de [41]

	Injeção da cera	Revestimento cerâmico	Descerificação	Aquecimento da carapaça	Vazamento	HIP	Maquinagem química	Inspeção visual	Raios-X	Reparação soldadura	Inspeção soldadura	Ultrassom
Rechupe	+				++	R		D	D	R		
Porosidade		+	+	+	++	R		D	D	R		
Falta de penetração										++	D	
Inclusões carapaça	+	++	+	+	++			D	D	R	D	
Inclusões <i>a case</i>				+	++		R*					D
Inclusões tungsténio										++	D	

Legenda: R-Repara defeito; D-Deteta defeito; +-Contribui para o defeito; ++- Causa defeito

A maquinagem química consegue remover o *a case* provocado pelas inclusões, mas depende da localização das mesmas. Se as inclusões estiverem em zonas muito profundas ou inacessíveis, a maquinagem química pode não ser realizada, porque a remoção de material necessária para eliminar esse defeito pode ultrapassar as tolerâncias dimensionais da peça.

6.2.1 Rechupes

Este tipo de defeito resulta da redução de volume, quando o material solidifica e contrai. Uma possível causa para o aparecimento deste defeito é um sistema de alimentação deficiente, para o qual um novo projeto do sistema de alimentação pode trazer melhorias significativas ao nível do enchimento da peça. Através do processo HIP, o espaço vazio pode ser fechado pela união da zona envolvente. Na Figura 46 pode-se observar um rechupe com cerca de 250 μm , resultante do processo de fundição por cera perdida de titânio.

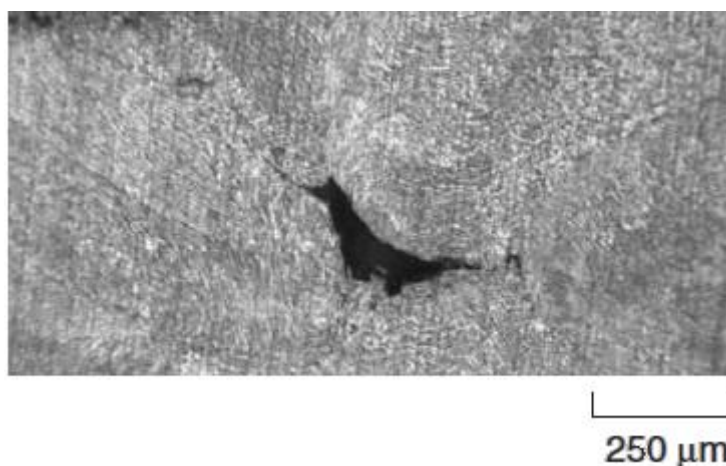


Figura 46 - Rechupe devido à fundição por cera perdida de titânio

Fonte:[41]

6.2.2 Porosidade gasosa

Embora não seja muito comum a sua ocorrência, resultam do facto dos gases libertados pela solidificação do titânio, ou da parede da carapaça cerâmica, não conseguirem escapar antes da solidificação do titânio, ficando retidos sob a forma de bolhas (Figura 47) [41].

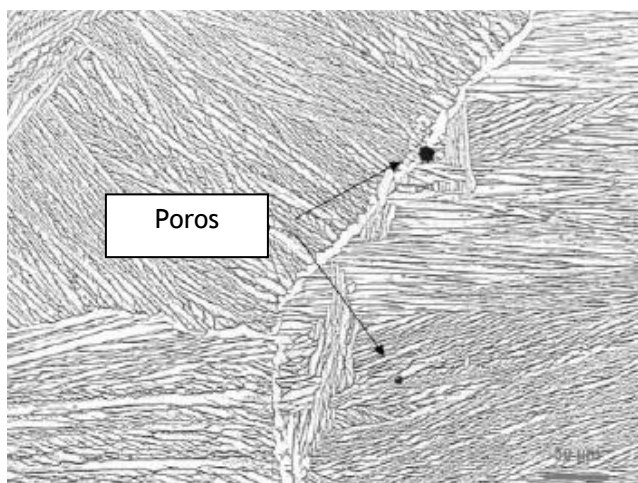


Figura 47 - Poros resultantes do processo de fundição da liga Ti-6Al-4V

Fonte: adaptado [43]

A norma AWS D1.9/D19M:2007, aplicada à soldadura estrutural de titânio, define os limites de porosidade, de acordo com as cargas aplicadas. Estas são divididas em três classes:

- Classe A - cargas cíclicas e estáticas;
- Classe B - cargas estáticas;
- Classe C - cargas balísticas para aplicações militares.

No caso de próteses e turbinas, também existem cargas estáticas e cíclicas. Por isso, pode-se utilizar esta norma para estas aplicações, até prova em contrário. Na Tabela 14 estão apresentadas as especificações quanto à porosidade para cada uma das classes.

Tabela 14 - Limites de porosidade nas soldaduras de titânio

Fonte: Adaptado de [44]

	Porosidade		
	Classe A	Classe B	Classe C
Tamanho individual	1,2 mm	1,5 mm	1,2 mm
Espaçamento	2 vezes o tamanho da maior descontinuidade	N/A	2 vezes o tamanho da maior descontinuidade
Diâmetro acumulado em 25 mm de solda	3 mm	5 mm	3 mm
Diâmetro acumulado em 300 mm de solda	10 mm	19 mm	10 mm

6.2.3 Cavidades por falta de penetração de soldadura

Não são provocadas propriamente pelo processo de fundição, mas sim pelo processo de soldadura, quando não existe um preenchimento total do espaço que foi reparado, formando uma outra cavidade. O preenchimento pode ser feito com recurso a material de adição ou não, dependendo do tamanho da cavidade. Durante o processo de reparação, a distribuição do calor do banho de fusão da solda pode ser inadequada, uma vez que esta depende da localização da zona a reparar. Além disso, a preparação da superfície antes de se iniciar a soldadura também pode ser um fator influente na formação deste tipo de defeito. Através da inspeção visual após a soldadura, pode-se avaliar superficialmente se a zona foi preenchida. Contudo, não garante que não existam defeitos numa zona mais profunda. Na Figura 48 encontra-se representado uma cavidade formada por falta de penetração da soldadura.

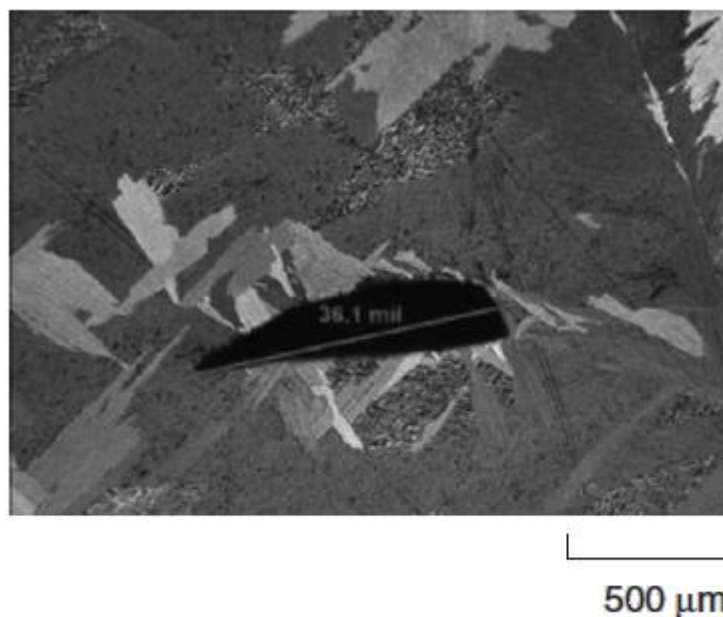


Figura 48 - Micrografia de uma cavidade resultante do processo de reparação por soldadura

Fonte:[41]

6.2.4 Inclusões cerâmicas

As inclusões cerâmicas são formadas pelo desprendimento de fragmentos das camadas internas das carapaças, durante o vazamento e a solidificação. Contêm uma mistura de fases cerâmicas e, por norma, estes fragmentos não ultrapassam os 4mm. À volta das inclusões, é comum formar-se uma zona rica em oxigénio, com cerca de 500 µm, que resulta de uma redução termodinâmica das fases oxidadas da carapaça pelo titânio fundido [41]. Esta zona tem uma influência local a nível microestrutural, fazendo com que a fase α lamelar seja mais espessa e também provoca um aumento da dureza. Na Figura 49, a zona rica em oxigénio está identificada pela cor cinza claro à volta da zona mais escura, a inclusão.

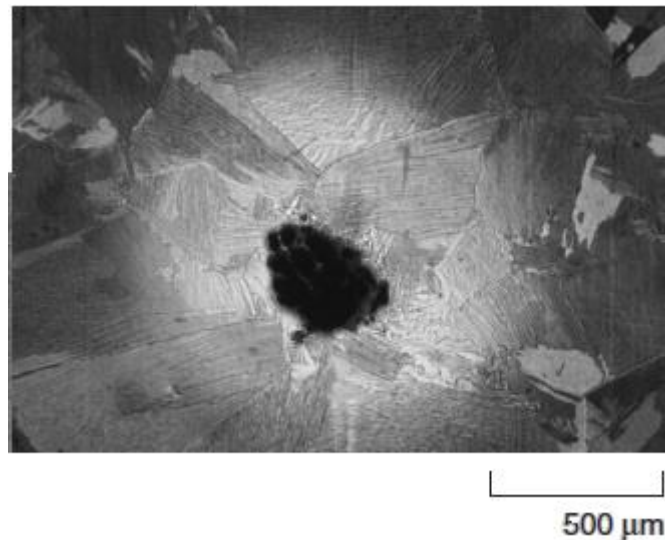


Figura 49 - Microfotografia de uma inclusão cerâmica

Fonte:[41]

6.2.5 Inclusões metálicas de tungsténio

Este é mais um tipo de defeito que não ocorre durante a fundição, mas sim por causa da utilização da soldadura TIG. Resulta do contacto accidental do eléctrodo de tungsténio com o banho de soldadura, fazendo com que pequenas partículas de tungsténio sejam depositadas no cordão. Apesar de ser um elemento β -estabilizador, o tungsténio não se consegue dissolver suficientemente durante a soldadura para provocar alterações microestruturais [41].

6.3 Formação de *a case* nas peças vazadas

A presença de *a case* nas peças vazadas também é considerada um tipo de defeito, pois é algo indesejado. Como já foi referido, as barbotinas à base de sílica e aluminas, as mais frequentes, não podem ser utilizadas na fundição de titânio, devido à elevada reatividade. Os elementos presentes nesta barbotina têm elevada solubilidade com o titânio e, à medida que este solidifica, os elementos difundem-se, formando a camada *a case* (Figura 50) [45]. Sendo assim, vários estudos foram realizados para determinar a melhor formulação cerâmica para fundir titânio, entre as quais: zircónia estabilizada com ítria, zircónia estabilizada com cálcia, e ítria [46]. Destas três formulações, a que apresenta melhores resultados, ou seja, ausência da camada *a-case*, é a ítria [46].

Esta camada é caracterizada por possuir uma elevada dureza e pode provocar vários problemas, tais como a iniciação e propagação de fendas, fragilização da liga e redução da resistência à fadiga e ductilidade [47]. A dureza desta camada vai diminuindo à medida que a profundidade aumenta. Num estudo elaborado por K Mutombo [48] foi efetuada a caracterização da camada *a-case* em fundição por cera perdida de Ti-6Al-4V. Na Figura 50, é possível observar o perfil de dureza de uma peça fundida. A espessura da camada *a-case* é determinada pelas durezas, ou seja, a distância entre a superfície exterior até ao ponto em que dureza tende para um valor constante.

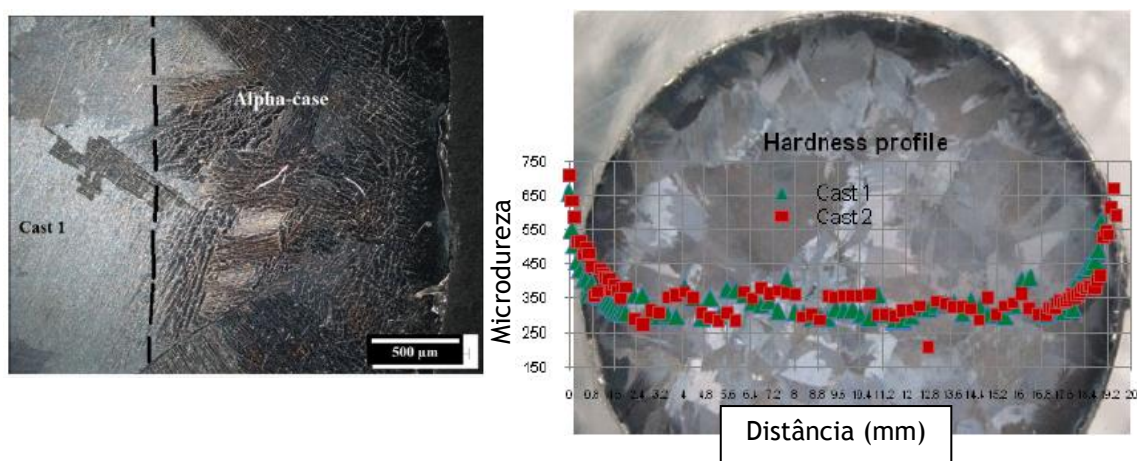


Figura 50 - Formação de *a-case* na liga Ti-6Al-4V: a) microestrutura; b) perfil durezas

Fonte: adaptado [48]

6.3.1 Maquinagem química

O processo de maquinagem química, por norma, é realizado nas peças vazadas a seguir ao HIP e também pode ser realizado no final de todo o processo, ou seja, após a reparação por soldadura e tratamentos térmicos [1]. O objetivo deste processo é remover a camada de α -case das peças vazadas, que possa ter sido formada ao longo de todo o processo de fundição. O princípio de remoção consiste em submeter a peça a um banho composto por uma solução aquosa de ácido fluorídrico (HF) e ácido nítrico (HNO_3), na qual a concentração de cada um dos ácidos e a temperatura do banho é controlada, de forma a remover a quantidade de material desejada [1]. A quantidade de material removida é a suficiente até que uma nova camada de material apareça à superfície isenta de α -case.

O ácido fluorídrico permite taxas de remoção de titânio elevadas, e o ácido nítrico faz com que haja uma diminuição da difusão do hidrogénio, limitando a reação e permitindo que haja um melhor controlo da taxa de remoção [45]. Caso as taxas de remoção sejam demasiado elevadas, pode ocorrer a formação de gases entre a interface do banho e da peça, provocando um aumento da porosidade [1]. De modo a contornar este problema, o rácio HNO_3/HF deve ser igual ou superior a 5 [1].

Num estudo levado a cabo por Mutombo, et al. [49], foram testadas várias concentrações de HF, mantendo uma concentração de 20% de HNO_3 , com o objetivo de determinar a concentração com maior taxa de remoção. Nesse estudo, os autores concluíram que, apesar da utilização de uma concentração com 4% de HF ter uma taxa de remoção maior do que com 3%, a contaminação deixada no titânio é maior. Sendo assim, para a concentração de 20% HNO_3 e 3% HF, a uma temperatura entre os 55°C-65°C, a melhor taxa de remoção foi obtida aos 40 minutos.

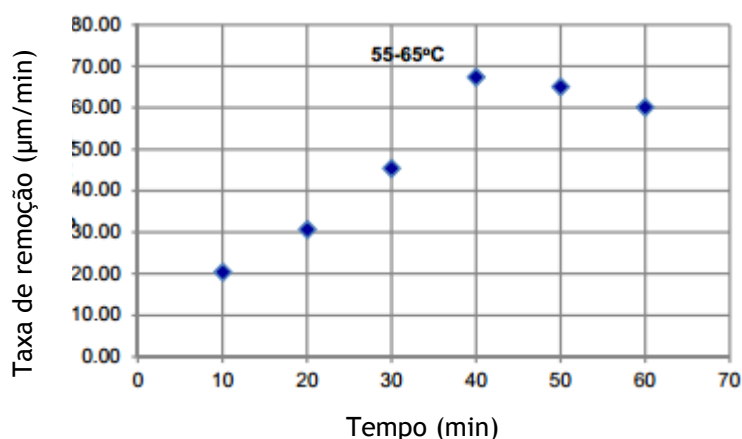


Figura 51 - Taxa de remoção de Ti6Al4V numa solução 20% HNO_3 e 3% HF

Fonte: Adaptado de [49]

6.3.1.1 Ensaios de rugosidade

A medição da rugosidade de uma superfície é um método não destrutivo, que permite avaliar a qualidade superficial da peça e, neste caso, o acabamento deixado pela maquinagem química. O aparelho utilizado na medição tem o nome de rugosímetro. Este aparelho faz deslocar uma ponta de contacto sobre a superfície e determina os desvios do perfil da superfície (Figura 52).

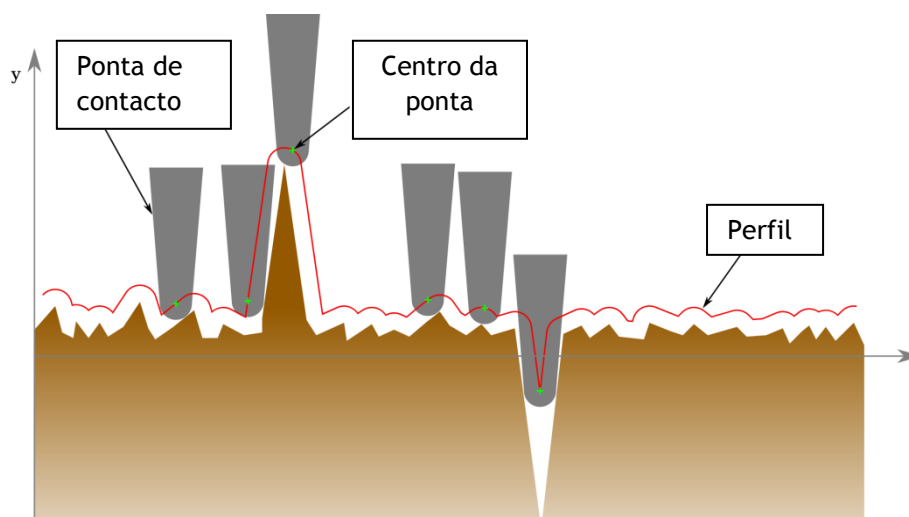


Figura 52 - Medição de rugosidade

Fonte: Adaptado de [50]

Os parâmetros obtidos na medição são: desvio médio aritmético do perfil (R_a), desvio médio quadrático do perfil (R_q), média das alturas máximas do perfil (R_p) e altura total do perfil ($R_{máx}$).

6.3.1.2 Ensaios de microdureza

Este tipo de ensaio serve para verificar a existência da camada endurecida e se esta permanece após a maquinagem química, por comparação com a dureza do material base. Além disso, através da medição da dureza do material é possível relacioná-la com as propriedades mecânicas. Neste trabalho, as medições foram realizadas através do ensaio de Vickers (ver Figura 53) que consiste num penetrador de diamante que exerce uma força (1 a 1000 gf) sobre a superfície, deixando um entalhe, por vezes esta marca também é designada por calote. Como a calote deixada é muito

pequena, é possível realizar uma série de medições, de modo, a traçar um perfil de microdurezas da superfície medida.

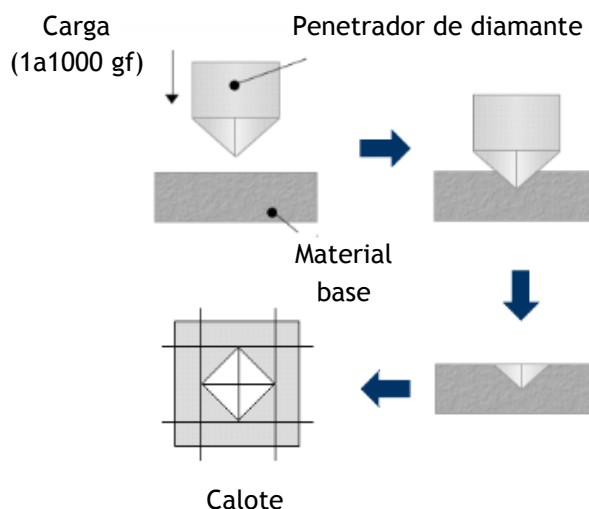


Figura 53 - Ensaio de dureza Vickers

Fonte: Adaptado de [51]

6.3.1.3 Levantamento de forma

Não é uma técnica para determinar a existência de *a-case*, mas sim para medir a espessura e extensão de material removido. Esta tecnologia baseia-se na emissão de uma luz, que é refletida pela peça e captada por sensores e que, por sua vez, é processada numa imagem. Pela comparação e combinação da imagem obtida antes e após maquinagem química, é possível localizar e determinar a espessura de material removido. Neste trabalho, utilizou-se esta técnica, recorrendo ao equipamento GOM ATOS Triple Scan (Figura 54). Foi efetuado um levantamento de forma a uma prótese reparada por soldadura antes e após maquinagem química, com o objetivo de averiguar se existe uma remoção de material uniforme nas regiões soldadas.

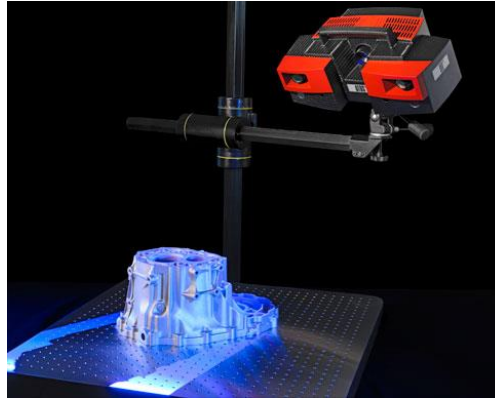


Figura 54 - GOM Atos triple scan

Fonte: [52]

7 Processos de soldadura

Ao longo deste capítulo, serão abordados vários processos de soldadura utilizados para soldar titânio, caracterizando-os em relação à forma como é realizada a solda, aos equipamentos e técnicas utilizadas. Para além disto, assuntos como a influência nas microestruturas e propriedades mecânicas também serão alvos de especial atenção.

Por fim, ainda são abordadas as especificações e requisitos que estes processos devem cumprir, bem como a qualidade das soldas para que as peças de titânio reparadas possam ser utilizadas.

Os vários processos de soldadura podem ser classificados, essencialmente, em três categorias, que dependem do estado do material base e do material de adição (se existir), no momento em que ocorre a ligação. As categorias são as seguintes:

- Soldaduras por fusão - inserem-se todos os processos em que há fusão dos materiais base e de adição, para criar a ligação entre as partes a serem soldadas através de calor. O calor pode provir de diferentes fontes como, por exemplo: arco elétrico, arco protegido por fluxo, arco protegido por gás, feixe de eletrões e feixe laser;
- Soldadura no estado sólido - a ligação entre as partes a serem soldadas ocorre a temperaturas inferiores à temperatura de fusão dos materiais e não é utilizado material de adição;
- Brasagem e Soldagem - nesta categoria não existe a fusão dos materiais base e a ligação é estabelecida através da fusão de um material de adição que preenche a junta por capilaridade. O material de adição pode ser diferente do material base, cuja temperatura de fusão é sempre superior.

No esquema da Figura 55 encontra-se a divisão e classificação de vários processos que podem ser utilizados na soldadura de titânio, os quais são abordados neste trabalho. Os processos de soldadura por fusão são os mais utilizados na soldadura de titânio, à exceção da soldura com fios fluxados [42]. Em relação à brasagem, este tipo de processo não é industrialmente comum na reparação de peças em titânio, daí não ser abordado neste trabalho.

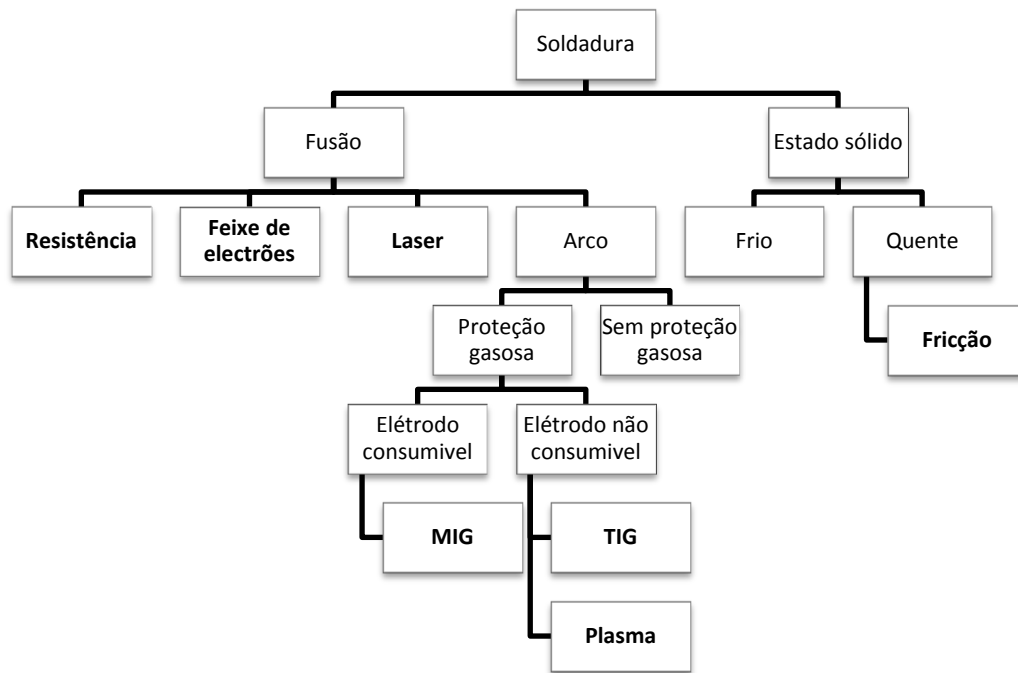


Figura 55 - Processos de soldadura aplicados ao titânio e suas ligas

7.1 Cordão de soldadura

Para se compreender melhor alguns dos assuntos abordados nas próximas secções, é necessário conhecer alguns conceitos relacionados com a geometria de um cordão de soldadura. Apesar da enorme variedade de processos de soldadura, a geometria de um cordão de soldadura é semelhante em todos eles. Um cordão é constituído pela zona de fusão, zona afetada pelo calor (ZAC) e uma zona de transição ou fronteira (Figura 56). A zona de fusão é a zona onde ocorreu a ligação entre as duas partes e, geralmente, é identificada com facilidade por apresentar uma microestrutura com grãos bem maiores do que a presente no material base. À medida que se desloca do centro da zona de fusão para a periferia, o tamanho do grão é diferente do material base, devido à transmissão de calor ao longo da peça. Esta zona é designada por zona afetada pelo calor. Por vezes, é ainda definida uma zona bem delimitada, na qual ocorre a mudança da microestrutura da ZAC com a do material base, dando-se o nome de fronteira de transição.

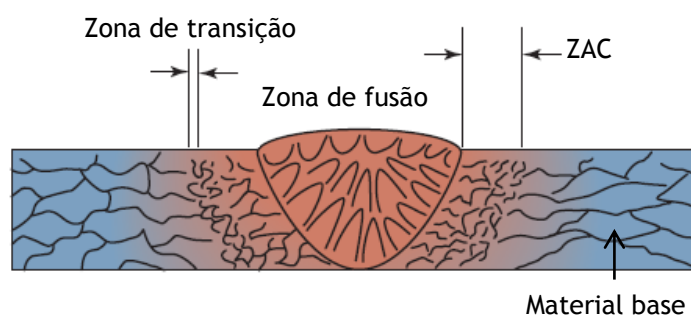


Figura 56 - Zonas de um cordão de soldadura

Fonte: Adaptado de [53]

Dependendo do processo em causa, as zonas podem ter dimensões diferentes, devido a características e fenómenos inerentes ao próprio processo de soldadura como, por exemplo, a taxa de arrefecimento e a entrega térmica. Entenda-se por entrega térmica, o calor proveniente do processo de soldadura que incide sobre a peça. Sendo assim, mediante a conjugação de parâmetros e da diversidade de processos, podem-se formar cordões de soldadura com perfis bastante distintos, como os representados na Figura 57.

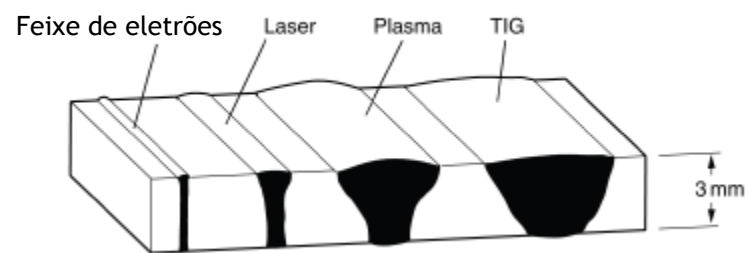


Figura 57 - Perfis de cordões de soldadura de alguns processos

Fonte: Adaptado de [53]

7.2 Soldabilidade das ligas de titânio

7.2.1 Ligas α , quase α e Ti CP

Este tipo de ligas tem uma boa soldabilidade, pois são insensíveis a tratamentos térmicos. A soldadura tem um pequeno efeito nas propriedades mecânicas da ZAC, quando o material base está no estado recozido. Estas ligas são normalmente soldadas neste estado [42].

7.2.2 Ligas $\alpha+\beta$

Em relação à soldabilidade deste tipo de ligas, o seu comportamento é distinto e depende da percentagem mássica de elementos β estabilizadores. Assim podemos dividir este grupo, em relação à soldabilidade, em ligas com menor e maior percentagem mássica de elementos β estabilizadores.

Para as ligas que se inserem na primeira divisão, como a Ti-6Al-4V, estas conseguem ser bem soldadas no estado recozido e também se tiverem sido submetidas a um tratamento térmico de solução sendo, posteriormente, realizado um envelhecimento para alívio de tensões residuais, deixadas pelo processo de soldadura [42]. A liga Ti-6Al-4V é a liga com melhor soldabilidade deste grupo, pois a martensite que se forma não é tão dura e frágil quanto as que têm maior percentagem mássica de elementos β estabilizadores e, além disso, não é tão suscetível a endurecimentos, mesmo a partir de arrefecimentos rápidos [42]. O aparecimento de poros ou fissuras durante a solidificação não são defeitos inerentes à sua metalurgia, mas sim relacionados com a limpeza das juntas antes da soldadura e da proteção gasosa.

Em relação às restantes ligas, a sua soldabilidade é mais limitada e a aplicação de processos de soldadura por fusão é mais difícil, daí que por vezes são utilizadas soldaduras no estado sólido [42]. A soldadura deste tipo de ligas conduz à sua fragilização, tendo tendência a aparecer fissuras devido às elevadas concentrações de elementos β estabilizadores ou por causa de outros pequenos defeitos que estejam presentes na soldadura. Para minimizar o risco de fissuração, por norma é utilizado um pré aquecimento das peças (150°-175°C) e, após a soldadura, realiza-se um revenido para o alívio das tensões residuais [42].

7.2.3 Ligas B

No estado recozido, ou de solução, a soldadura é possível de ser realizada. Contudo, as juntas de soldadura apresentam uma baixa resistência mecânica, e o seu comportamento aos tratamentos térmicos pode ser diferente do comportamento do material base, podendo prejudicar a boa ductilidade da junta [42]. Daí que, normalmente as juntas são utilizadas no estado em que foram soldadas.

Em algumas ligas é possível obter resistência total. Para isso, a liga tem de estar no estado recozido e a solda ser trabalhada a frio por granalhagem e, por fim, submetida aos tratamentos térmicos de solução e envelhecimento [42].

7.3 Soldadura MIG

Este processo de soldadura utiliza um eléctrodo consumível, a partir do qual é estabelecido um arco eléctrico entre si e o material base, a uma certa distância. O calor gerado pelo arco eléctrico é suficiente para fundir ambos os materiais. Este eléctrodo, sob a forma de fio metálico, é continuamente reposto, à medida que vai sendo fundido e depositado na junta de soldadura. As partículas do eléctrodo fundido são depositadas, através do arco pelo efeito de forças magnetodinâmicas e da corrente de gás. Este processo de soldadura tem uma taxa de deposição de material bastante elevada (98%), fazendo com que o material de adição (eléctrodo consumível) não seja desperdiçado e, desta forma, há uma redução de custos [53]. Na Figura 58, está representado este processo.

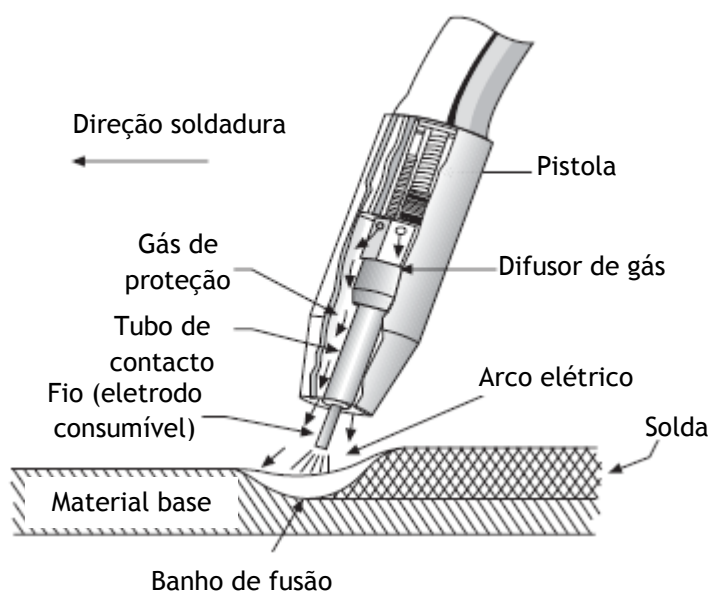


Figura 58 - Processo MIG

Fonte: Adaptado de [54]

Os gases de proteção utilizados podem ser considerados inertes ou ativos e, dependendo disso, o processo de soldadura é designado MIG (*metal inert gas*) ou MAG (*metal active gas*), respetivamente. No caso de soldaduras de titânio, o gás utilizado tem de ser inerte, daí que processo seja designado por MIG.

O hélio é um gás inerte de proteção utilizado para soldar titânio, mas existe uma necessidade de o substituir por árgon, com vista a redução de custos [55]. Contrariamente ao que se passa nas ligas ferrosas, nas quais é adicionado 2% de oxigénio ao árgon, para melhorar a estabilidade do arco e o perfil do cordão, nas ligas de titânio não pode ser utilizada esta solução, pois o titânio é bastante

reativo em contacto com o oxigênio. Desta forma, as propriedades mecânicas do material soldado iriam ser bastante prejudicadas. Sendo assim, os gases de proteção que podem ser utilizados nas soldaduras de titânio são: argon puro e uma mistura de argon com 25% de hélio [56]

O processo MIG pode ser muitas das vezes automatizado, uma vez que é bastante utilizado para o fabrico de cilindros de pressão e de chapas grandes com espessuras superiores a 3.18mm [42]. Para situações em que as espessuras das peças a soldar sejam bastante pequenas e o detalhe e a precisão sejam requisitos obrigatórios, como no caso da indústria aeronáutica, são utilizados outros tipos de processos. Na Tabela 15 encontram-se parâmetros típicos utilizados na soldadura de titânio e ligas de titânio pelo processo MIG. Na secção 7.3.1 disponibiliza-se informação sobre os modos de transferência do material de adição.

Tabela 15 - Condições típicas para soldadura MIG de titânio e das suas ligas

Fonte: adaptado de [57]

Espessura (mm)	Gás proteção	Modo transferência	Diâmetro eletrodo (mm)	Velocidade alimentação (mm/s)	Tensão (V)	Intensidade			Velocidade soldadura (mm/s)
						Soldadura	Base	Média	
3,2	75% Ar-25% He	S	1,6	85-95	20	250-260	-	-	6
6,4	75% Ar-25% He	S	1,6	127-135	30	300-320	-	-	6
9,5	85% He-15% Ar	S	1,1	366	33	350-360	-	-	11
12,7	75% Ar-25% He	S	1,6	159-169	40	340-360	-	-	6
15,9	75% Ar-25% He	S	1,6	169-180	45	350-370	-	-	6
25,4	Ar	S	1,6	161	36-37	320-350	-	-	8-15
25,4	Ar	S	1,6	233	31-33	315-340	-	-	5
25,4	75% Ar-25% He	P	1,6	72	22-24	-	75	80	2
25,4	75% Ar-25% He	P	1,6	64	21-23	-	35	100	1
25,4	75% Ar-25% He	CC	0,8	275	17-21	140-185	-	-	3
25,4	75% Ar-25% He	CC	0,8	233	15-16	100-135	-	-	1

S- transferência por spray; P- transferência por arco pulsado; CC- transferência por curto-circuito

Para além do gás de proteção que sai pela pistola de soldadura, também existem acessórios para estabelecer uma atmosfera o mais inerte possível, de modo a promover a soldadura de titânio. Fazem parte destes acessórios os carris, câmaras de purga ou câmaras de luvas e, ainda, fitas de proteção (*backing tape*), mas estas últimas não utilizam gás. Na secção 7.4.8.2 encontra-se informação mais detalhada sobre este assunto.

7.3.1 Modos de transferência de metal no arco

Existem 4 modos de transferência do metal fundido no arco, que dependem da fonte de potência, do diâmetro do eletrodo, tipo e espessura do material base, gás de proteção e da posição de soldadura. Além disso, os modos de transferência também podem ser mudados, por alteração da tensão e intensidade de corrente do equipamento (ver Figura 59). Os modos de transferência são: por *spray* ou pulverização, globular, por curto-circuito e por arco pulsado.

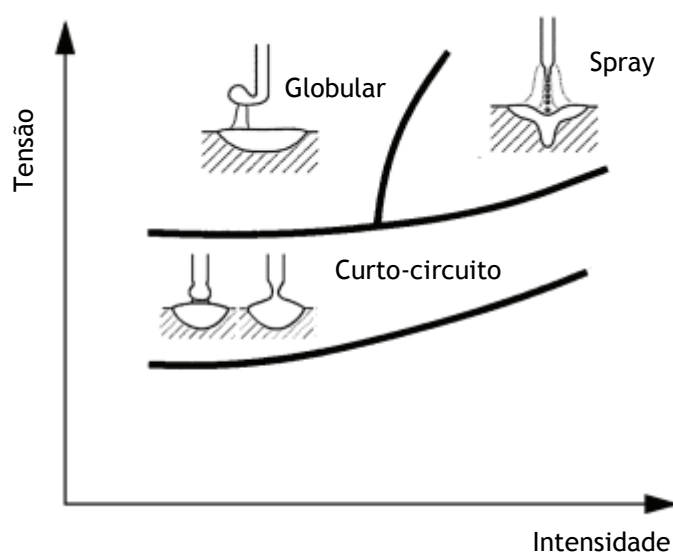


Figura 59 - Modos de transferência para diferentes condições de tensão e intensidade de corrente

Fonte: Adaptado de [58]

Pela análise do gráfico da Figura 59, para correntes de baixa intensidade, a transferência do metal é feita através de grandes gotas e, à medida que se aumenta a intensidade, a velocidade de transferência das gotas aumenta de tal forma que o seu tamanho diminui e a frequência aumenta. A intensidade para a qual ocorre esta transição entre dois modos designa-se por corrente de transição.

Como o tipo de gás influencia o modo de transferência, nas soldaduras de titânio a utilização do argônio é apropriada ao modo de *spray* para soldadura ao baixo enquanto que, para a mistura de argônio e hélio existe transferência por curto-circuito e a soldadura pode ser em qualquer posição [56]

7.3.1.1 Transferência de metal por spray ou pulverização

Neste modo, centenas de pequenas gotas de material fundido da ponta do eletrodo são projetadas com grande velocidade, no banho de fusão, num único segundo (ver Figura 60). Para ocorrer este tipo de transferência, para além do gás utilizado ser o argon ou mistura de gases rica em argon, é necessário uma corrente contínua com polaridade positiva e superior à corrente de transição.

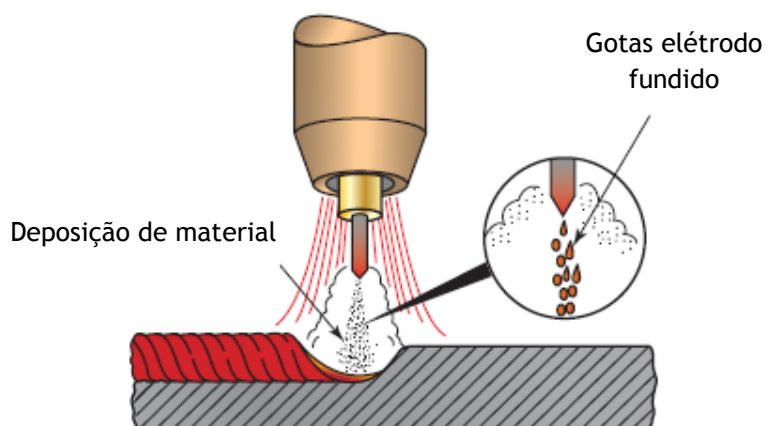


Figura 60 - Modo de transferência do tipo *spray*

Fonte: Adaptado de [53]

7.3.1.2 Transferência por curto-circuito

Em relação a este tipo de transferência, o metal é apenas transferido quando o eletrodo toca no banho de fusão. Quando existe este contacto, a corrente começa a aumentar para uma corrente em que o fio parte e, assim que esse valor é atingido, o metal é depositado e o arco torna a existir. Contudo, como a uma velocidade de alimentação é superior àquela a que o arco consegue fundir a ponta do eletrodo, esta toca de novo no banho e o ciclo recomeça. O eletrodo pode entrar em curto-circuito 20 a 200 vezes por segundo [53]. A representação deste ciclo pode ser observada na Figura 61.

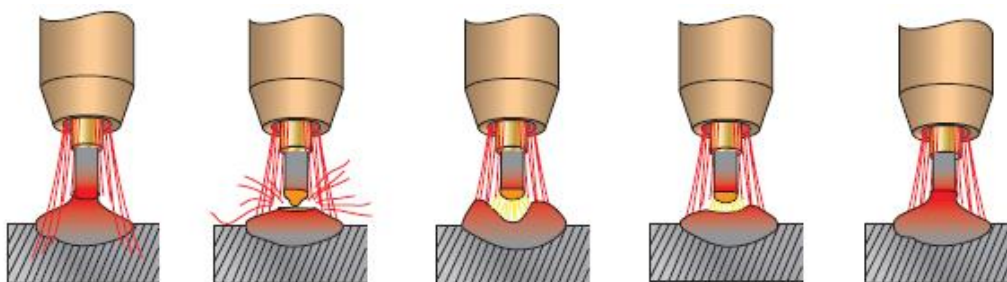


Figura 61 - Modo de transferência do tipo curto-circuito

Fonte:[53]

Esta técnica é particularmente usada na união de materiais com pequena espessura em qualquer posição, materiais de grande espessura nas posições vertical e ao alto, e no enchimento de aberturas [59]. No caso do material a soldar ser titânio, não é recomendada a utilização deste método para soldar grandes espessuras, devido à baixa carga térmica [57].

7.3.1.3 *Transferência globular*

Ocorre quando os valores de tensão e intensidade ultrapassam os valores máximos recomendados para a transferência por curto-circuito. O arco funde a extremidade do eletrodo e forma uma bola metálica maior que o próprio diâmetro do eletrodo. Quando esta bola atinge uma determinada dimensão, em que a tensão superficial não consegue segurar, desprende-se e atravessa o arco, acabando por ser projetada no banho de fusão (ver Figura 62). Como se trata de uma transferência em que é difícil controlar a deposição da bola metálica, raramente é utilizada [53].

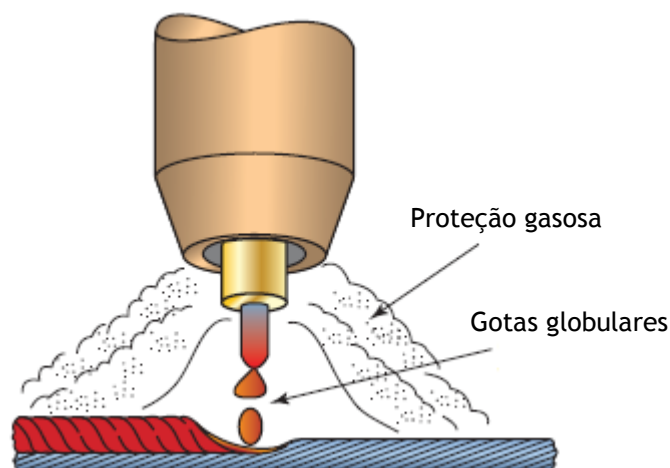


Figura 62 - Modo de transferência do tipo globular

Fonte: Adaptado de [53]

Em soldaduras de titânio este método não é utilizado por devido ao excesso de salpicos que ocorrem e também pela fusão incompleta [57].

7.3.1.4 Transferência por arco pulsado

A transferência por arco pulsado ou MIG pulsante, deriva da transferência por *spray*. Neste método, a corrente varia entre um valor baixo (corrente base) e um alto (corrente de transferência). Em determinados períodos é debitada uma corrente inferior à corrente de transição e noutros a corrente toma valores dentro da faixa de transferência por *spray*. É durante a corrente alta que ocorre a transferência do metal. A utilização destas duas correntes permite que o calor na soldadura seja inferior, graças à corrente de baixa intensidade, que faz com que o banho de fusão arrefeça e contraia ligeiramente, sendo fácil o seu controlo [53]. Com este tipo de transferência são possíveis frequências entre os 30Hz e 300 Hz [58]. Encontra-se na Figura 63, o modo de transferência onde, para cada instante, é possível relacionar com o momento da soldadura.

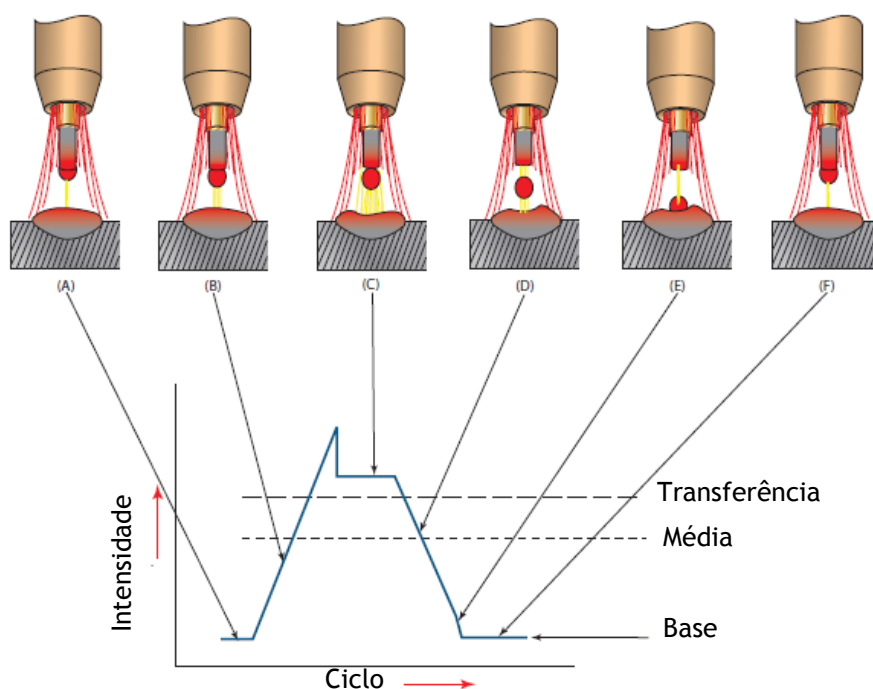


Figura 63 - Modo de transferência do tipo arco pulsado

Fonte: Adaptado de [53]

Para além de permitir um bom controlo, esta técnica também permite soldaduras em qualquer posição, menores deformações, devido à menor carga térmica, ausência de salpicos, elevada eficiência de deposição do material, penetração constante e redução de fumos [58]. Em contrapartida, o equipamento para realizar este tipo de soldadura é mais complexo e mais caro do que um equipamento utilizado nos outros tipos de transferência.

7.3.2 Efeito *wandering*

Nas soldaduras de titânio pelo processo MIG, o eletrodo é o ânodo (pólo negativo) e o material base é o cátodo (pólo positivo) [55]. O titânio forma uma camada de TiO_2 à sua superfície assim que está em contacto com a atmosfera, tendendo a libertar mais facilmente eletrões. Por esta razão, durante a soldadura, os eletrões são arrancados por todo o titânio em direção ao eletrodo. Isto faz com que haja uma instabilidade no arco e ocorram desvios na direção do cordão, efeito *wandering*. Na Figura 64 encontra-se um cordão no qual ocorreu este efeito, utilizando-se uma intensidade de 280 A, tensão de 26 V e velocidade de soldadura de 0.6m/min [55].

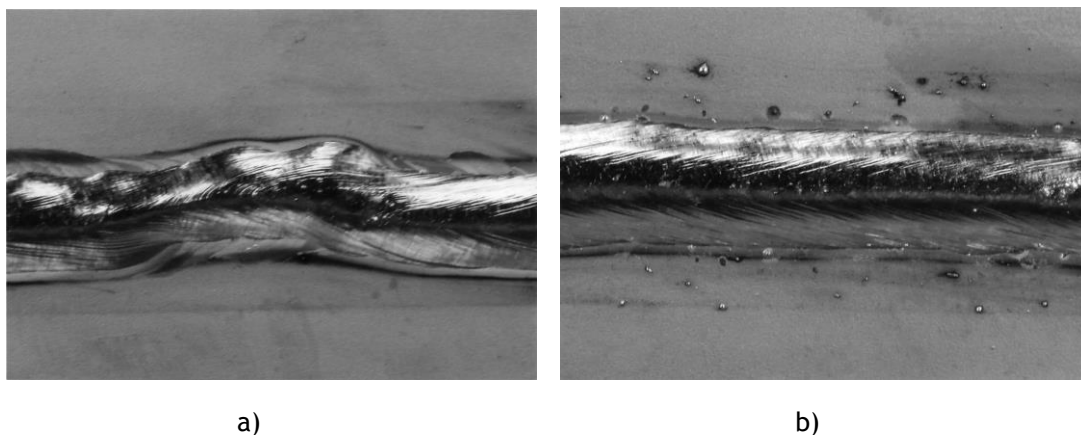


Figura 64 - Cordões de titânio obtidos por soldadura MIG: a) efeito *wandering*; b) correção obtida pelo método da vibração

Fonte: [55]

De forma a melhorar os resultados da soldadura MIG aplicada em titânio, num estudo publicado por Otani [55], é descrito um processo para minimizar o efeito *wandering*. Este processo consiste em aplicar um impacto na pistola de soldadura, para que provoque uma vibração amortecida na mesma. Os autores montaram um dispositivo na tocha que aplica uma microvibração, perpendicularmente à direção da soldadura, e concluíram que com microvibrações de elevada frequência era possível obter cordões retilíneos e restringir o efeito indesejado. Na Figura 64 b) é possível observar um cordão nas mesmas condições que o cordão na Figura 64 a) mas com a utilização de uma microvibração com amplitude de 0.5mm e frequência de 50 Hz.

A aplicação da microvibração também teve influência nas características da alimentação do fio, nomeadamente, na velocidade de alimentação. Contrariamente ao que se poderia pensar, a experiência elaborada pelos mesmos autores [55] mostrou que a flutuação da velocidade de alimentação do fio é menor com a utilização do dispositivo vibratório do que sem este. Esta menor flutuação da velocidade contribui para a melhor estabilidade do arco e, por sua vez, para a qualidade do cordão de soldadura.

7.4 Soldadura TIG

Neste processo de soldadura, o arco elétrico é estabelecido entre um eletrodo de tungsténio não consumível e o material a soldar, numa atmosfera inerte, daí a designação TIG (*tungsten inert gas*) (Figura 65). Dependendo da necessidade, pode ser utilizado material de adição sob a forma de vareta, que também é fundido ao mesmo tempo que o material base. Por norma, em soldaduras manuais e para reparações de defeitos, é utilizado material de adição. Em casos em que não seja necessário esse material, a soldadura é designada por autogénea [1].

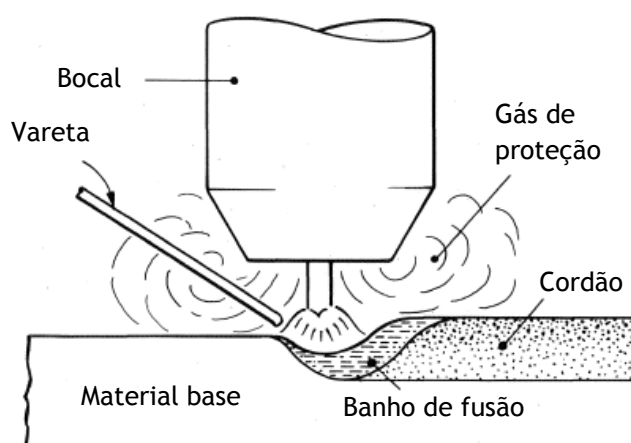


Figura 65 - Soldadura TIG com material de adição

Fonte: Adaptado de [60]

Este processo de soldadura pode ser utilizado em todos os materiais, até mesmo em reativos. Para soldar pequenas espessuras, uma só passagem com intensidade de corrente entre os 50 e os 200 A pode ser suficiente, enquanto para maiores espessuras é necessário múltiplas passagens a elevadas correntes. Contudo, para correntes acima de 250 A, as forças do arco elétrico têm tendência a deslocar o banho de fusão à medida que a intensidade aumenta [54]. Para resolver este problema, foram desenvolvidos novos processos com base na soldadura TIG, tais como: A-TIG e *Keyhole* TIG. Estes processos são abordados nas secções 7.4.5 e 7.4.6, respetivamente.

7.4.1 Gases de proteção

Os gases de proteção utilizados neste tipo de soldadura são (Tabela 16): árgon, hélio, azoto, hidrogénio ou uma mistura de dois destes gases [60]. O tipo de gás tem efeito sobre o calor produzido pelo arco e, por sua vez, na aparência do cordão.

Tabela 16 - Gases de proteção aplicados à soldadura TIG para diferentes metais

Fonte: Adaptado de [60]

Metal	Gases de proteção					
	Árgon	Árgon + Hidrogénio	Hélio	Hélio-Árgon	Azoto	Árgon-azoto
Aço ao carbono	•			◦		
Aço inoxidável	•	•	◦	◦		
Alumínio	•		•	•		
Cobre	•		•	•	◦	◦
Ligas de níquel	◦	•		◦		
Titânio e magnésio	•		◦			

• Gás de utilização comum

◦ Gás de possível utilização

Tanto o hélio como o árgon são gases nobres e inertes, mas este último é o mais utilizado. Uma vez que é mais denso que o ar, consegue proteger eficazmente a soldadura em posição ao baixo. Além disso, como é fácil de ionizar, permite que sejam mantidos arcos elétricos longos a baixa tensão [53]. Também pode ser utilizado sob forma de mistura com 2%-5% de azoto, para a soldadura de aços austeníticos e algumas ligas de níquel [60].

O hélio tem a vantagem de conseguir maiores penetrações, mas como é menos denso que o ar é necessário um maior caudal para se obter a mesma proteção que se obtém com o árgon [53]. Uma outra desvantagem é que, tanto a penetração como o perfil do cordão são sensíveis ao comprimento

do arco. Tipicamente, é utilizada uma mistura 75% He e 25% Ar para combinar as vantagens de ambos os gases.

O hidrogénio, assim como o azoto, não é um gás inerte e, por norma, é utilizado com o argon e hélio, respetivamente. Misturas de argon com 2% a 5% de hidrogénio são tipicamente utilizadas para obter maiores penetrações e velocidade de soldadura [60]. O azoto tem a capacidade de transferir mais energia do que o argon, daí ser recorrente a sua utilização em mistura com argon, para obter maiores penetrações em soldaduras de cobre [53].

7.4.2 Modos de corrente

Este tipo de soldadura pode operar em dois modos diferentes: corrente contínua ou corrente alternada. Caso se utilize a corrente contínua, também é necessário referir a sua polaridade, ou seja, se é positiva ou negativa.

7.4.2.1 Corrente contínua

Em corrente contínua com polaridade negativa, muitas vezes associada à sigla DCEN (*direct current electrode negative*), o eletrodo é o pólo negativo e a peça positiva. Por norma, o eletrodo tem a extremidade pontiaguda, de modo a concentrar o ponto catódico, no qual há a emissão de eletrões, de forma a criar um arco mais estável. Como a emissão de eletrões dá-se do eletrodo para peça, a maior parte do calor desenvolvido, cerca de 70%, vai estar sobre esta, permitindo uma boa penetração e cordões estreitos [53].

Em relação à polaridade positiva, o pólo negativo passa a ser a peça e o eletrodo o pólo positivo. Desta vez, como a emissão de eletrões é no sentido da peça para o eletrodo, o calor gerado vai ser distribuído maioritariamente no eletrodo, levando a uma penetração inferior e largura superior à conseguida com polaridade negativa. Este tipo de corrente tem uma característica especial, que é uma ação de limpeza na superfície do material base. Esta ação consiste na remoção de óxido que, segundo algumas teorias, é devido à combinação da emissão de eletrões da peça com uma energia adicional proveniente do bombardeamento de iões do eletrodo para a peça [53].

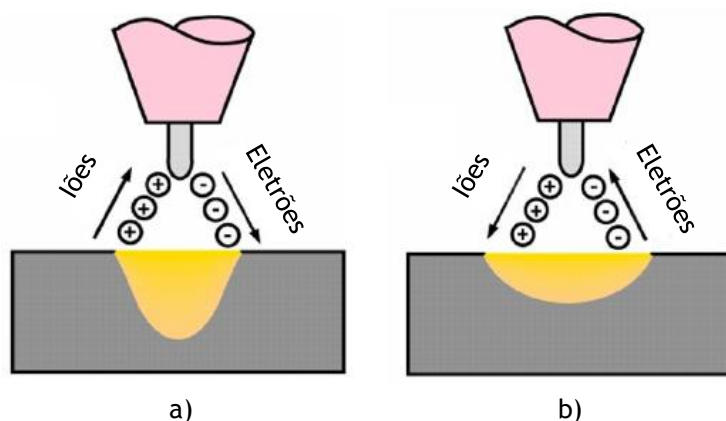


Figura 66 - Polaridades do eletrodo em corrente contínua: a) positiva b) negativa

Fonte: [61]

7.4.2.2 Corrente alternada

Neste tipo de corrente, a polaridade da peça e do eletrodo é alterada a cada metade do ciclo, ou seja, numa metade do ciclo funciona DCEN e noutra metade como DCEP (Figura 67). Desta forma, o calor é distribuído em partes iguais pelo eletrodo e pelo material base. Durante a fase negativa ocorre o arrefecimento do eletrodo e penetração, e durante a positiva a remoção da camada de óxidos [53]. Este tipo de corrente é ideal para o alumínio e magnésio, pois são metais que formam facilmente aquela camada de óxidos [60]. A extremidade dos eletrodos utilizados em corrente alternada deve ser arredondada, pois está sujeita a mais calor do que no caso da DCEN, daí ser necessário uma maior massa na extremidade do eletrodo, que suporte esse calor [58].

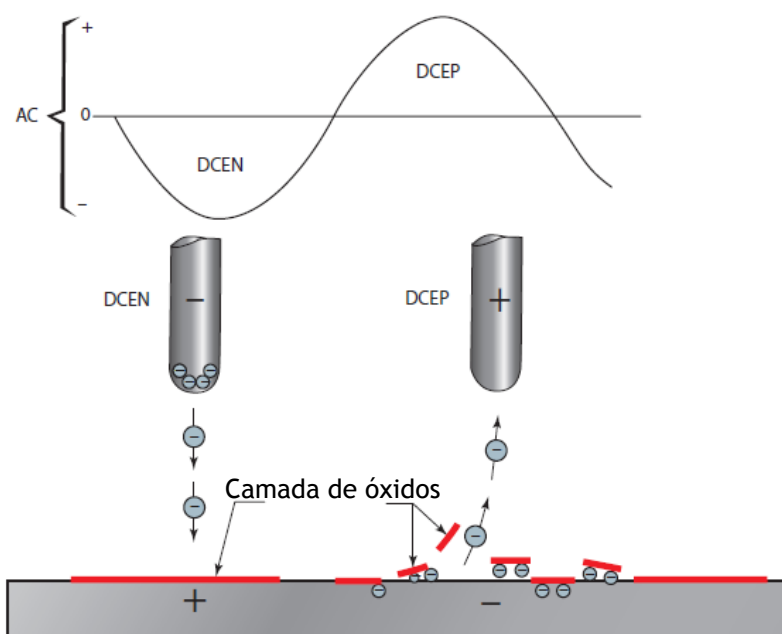


Figura 67 - Corrente alternada e efeito da DCEP

Fonte: Adaptado de [53]

7.4.3 Eléttodos

Como já foi referido anteriormente, as extremidades dos eléctrodos devem adequar-se ao tipo de corrente que está a ser utilizada. Uma outra questão também importante está relacionada com a escolha do diâmetro do eléctrodo. A estabilidade do arco eléctrico é melhorada com intensidades de corrente elevadas. Contudo, é necessário garantir que a extremidade do eléctrodo não aqueça demasiado, daí que a selecção do diâmetro do eléctrodo deve adequar-se aos valores de intensidade de corrente, para que a forma da extremidade do eléctrodo não se modifique. Na Tabela 17 são apresentadas as formas que a extremidade de um eléctrodo pode apresentar, caso a intensidade da corrente esteja desajustada.



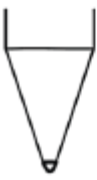





Tipo de corrente	Intensidade de corrente		
	Baixa	Correta	Alta
 CC			
 CA			

Tabela 17 - Efeito da intensidade de corrente nas extremidades do eletrodo.

Fonte: Adaptado de [58]

Um outro aspeto a ter em conta na soldadura é a composição do eletrodo. A *American Welding Society*, em concreto a norma AWS A5.12M/A5.12:2009, especifica os eletrodos de tungsténio para soldadura TIG e também para corte. A composição dos eletrodos varia entre o eletrodo de tungsténio puro e eletrodo de tungsténio com adição de alguns elementos, como o caso do tório, zircónio e lantânio, em pequenas quantidades. Neste caso, o tipo de eletrodo também deve estar de acordo com o tipo de corrente (ver Tabela 18). Para ser mais fácil identificar, até mesmo a nível comercial, foi criado um código de cores que atribui a cada tipo de eletrodo uma determinada cor na sua extremidade. Na Tabela 18, encontram-se as composições dos eletrodos, sendo estas dadas apenas em relação aos elementos adicionados.

Tabela 18 - Designação e especificações dos elétrodos de tungsténio utilizados em soldadura TIG

Fonte: Adaptado de [62]

Designação AWS	Composição	Tipo de corrente	Cor
EWP	Tungsténio (W) Puro (min 99,5 %)	CA	Verde
EWTh-1	0,8%-1,2% tório	CC	Amarelo
EWTh-2	1,7%-2,2% tório	CC	Vermelho
EWZr-1	0.3% zircónio	CA	Castanho
EwCe-2	2% cerio	CA,CC	Cinzentos
EWLa-1	0,8%-1,2% lantânio	CA,CC	Preto
EWLa-1.5	1,3%-1,7% lantânio	CA,CC	Dourado
EWLa-2	1,8-2,2% lantânio	CA,CC	Azul

7.4.4 Tochas

Ao contrário da soldadura MIG, as tochas em soldadura TIG apenas transportam o elétrodo e não o material de adição. Estas são constituídas por uma pinça, porta-pinça, bocal cerâmico e pela capa do elétrodo (ver Figura 68). O porta-pinça é roscado na parte inferior da tocha e a pinça é inserida pela parte de trás, ficando dentro deste. Depois o bocal cerâmico é fixado no porta-pinça e o elétrodo é inserido pela parte superior. Por fim, a capa do elétrodo é roscada na parte superior, e esta vai regular o comprimento de saída do elétrodo em relação ao bocal. Uma outra forma de montagem é utilizar um difusor de gás, em vez de um porta-pinça.

A pinça tem como função segurar o elétrodo e o seu diâmetro deve adequar-se ao diâmetro do elétrodo de tungsténio, para não haver deslizamentos e destabilizar o arco eléctrico [53]. A capa do elétrodo é ajustada de modo a exercer pressão sobre a pinça, para que esta seja forçada contra as paredes internas do porta-pinça. O gás de proteção sai pelos orifícios do porta-pinça.

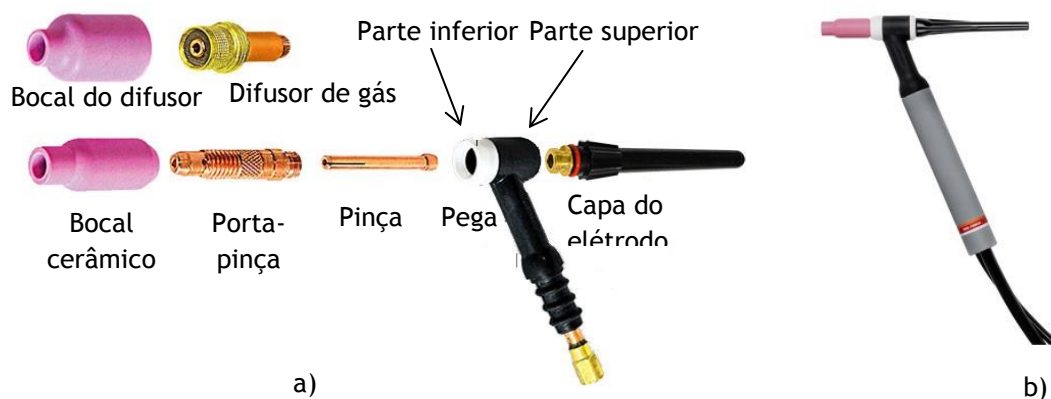


Figura 68 - Tocha TIG: a) componentes; b) montada

Fonte: Adaptado de [63]

A substituição de um porta-pinça por um difusor de gás tem as suas vantagens. Este permite que o eletrodo de tungsténio saia mais do bocal, obtendo melhor visibilidade da junta e do arco, proteção gasosa e melhor controlo da tocha em situações onde é difícil chegar [53]. Os difusores de gás são constituídos por um corpo em bronze ou em cobre e por um conjunto de redes em aço inoxidável, que ajudam a distribuir o gás de proteção que circula no seu interior, uniformemente ao longo do banho de fusão. Na Figura 69 é possível observar a utilização de um porta-pinça provoca uma saída de gás muito mais turbulenta do que com a utilização do difusor.

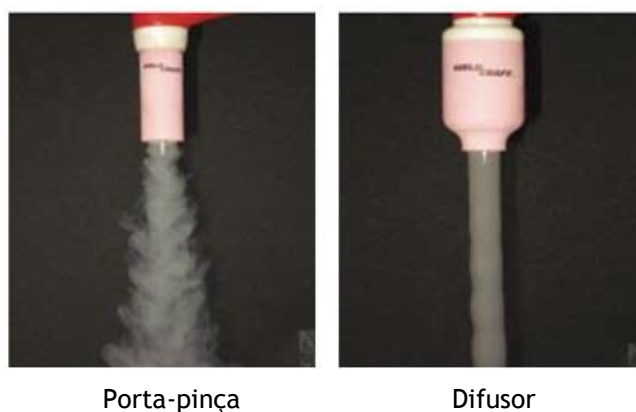


Figura 69 - Efeito do difusor na tocha TIG

Fonte: [64]

A tocha descrita na Figura 68 é arrefecida ao ar. Este tipo de tocha destina-se a aplicações cuja intensidade de corrente não ultrapasse os 200 A [58]. Para situações em que esta corrente seja ultrapassada, é necessário recorrer à utilização de tochas arrefecidas a água, devido ao sobreaquecimento do eletrodo e consequente erosão [53]. Contudo, a tocha arrefecida a água não é tão portátil quanto a arrefecida ao ar, uma vez que precisa de um sistema próprio de arrefecimento [53]. Na Tabela 19 encontra-se informação adicional acerca das diferentes tochas, e na Figura 70 é possível observar como é realizado o arrefecimento a água.

Tabela 19 - Características dos tipos de tocha

Fonte: Adaptado de [65]

Características	Tamanho da tocha		
	Pequena	Média	Grande
Corrente máxima (A)	200	200-300	500
Arrefecimento	Ar	Água	Água
Diâmetro eletrodo (mm)	0,50-2,40	1,00-4,00	1,00-6,40
Diâmetro bocal (mm)	6-16	6-18	10-18

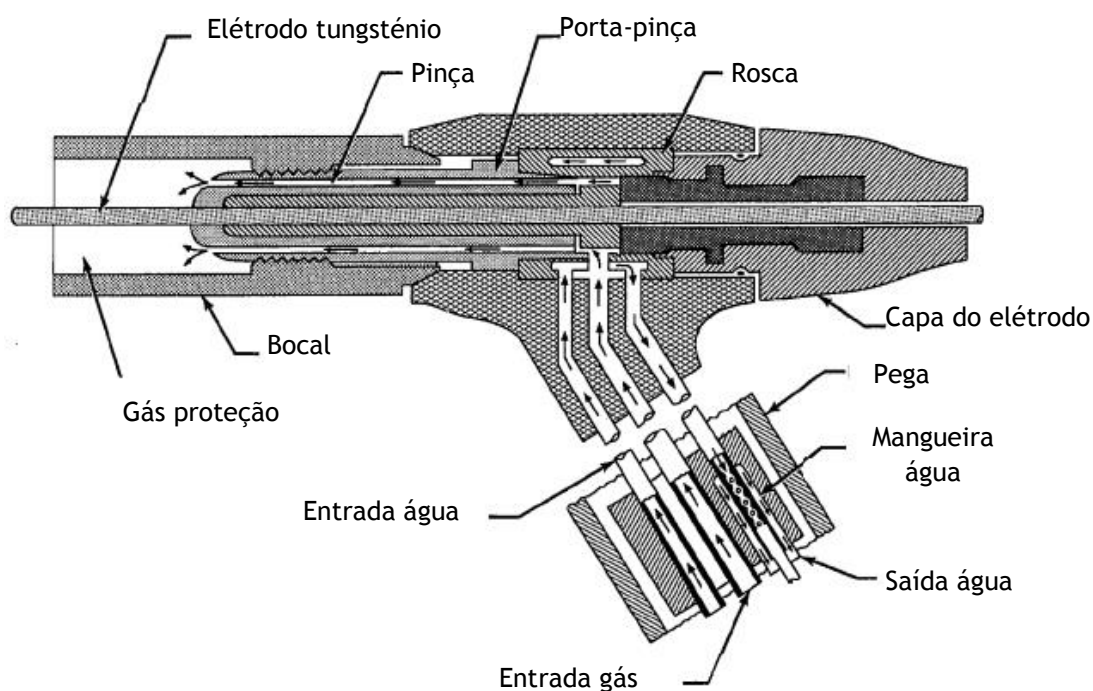


Figura 70 - Tocha arrefecida a água

Fonte: Adaptado de [65]

7.4.5 Soldadura A-TIG

Esta variante do processo tradicional TIG consiste na utilização de fluxos para aumentar a penetração de soldadura, que pelo processo normal é necessário utilizar múltiplas passagens [54]. Para a realização deste tipo de soldadura não é necessário um equipamento especial. A fonte de alimentação, tochas e eletrodo de tungsténio utilizados no processo tradicional, juntamente com os fluxos ativos é o material necessário. Estes consistem numa mistura de pós com acetona ou metil-etil-cetona, formando uma pasta que depois é aplicada na superfície do material a soldar, quer por pincel ou *spray* [54]. Os gases de proteção utilizados podem ser árgon ou mistura árgon-hélio.

A maior penetração obtida por este método está relacionada com a constrição do arco elétrico, quando comparado com o arco mais difuso do processo tradicional. Uma maior constrição faz com que a densidade de calor e corrente aumentem, resultando numa maior penetração e menor largura [66]. O fenómeno que está por trás da constrição do arco relaciona-se com a evaporação dos elementos do fluxo por exemplo, oxigénio e halogénios, levando à formação de iões negativos à volta do arco (ver Figura 71) [54]. Isto faz com que a corrente elétrica se concentre mais no centro do arco e, deste modo, a densidade de energia aumente [67].

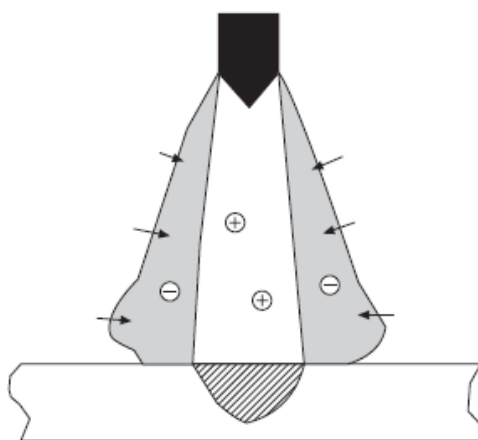


Figura 71 - Constrição do arco elétrico em soldadura A-TIG

Fonte: [54]

Para além de maior penetração, o cordão de soldadura é mais estreito do que o obtido pelo processo TIG convencional (Figura 72) [67].

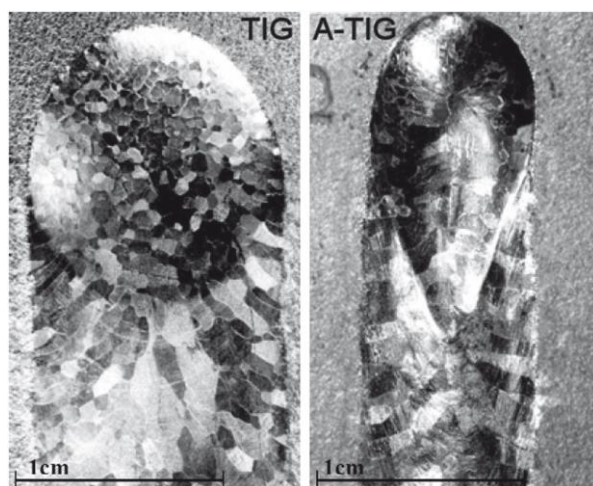


Figura 72- Comparação da largura dos cordões de soldadura em titânio obtidos por TIG e A-TIG.

Fonte:[67]

Esta técnica tem a sua aplicabilidade em titânio e suas ligas, como demonstrado no estudo conduzido por Niagaj [66]. Nesse estudo, o aumento da penetração foi conseguido pela utilização de fluxos com base em sais de metais alcalinos, tais como: composto ternário de boro-cloro-titânio (BC-Ti) e por fluoretos de alumínio AlF_3 , cálcio (CaF_2), magnésio (MgF_2) e sódio (NaF). As soldaduras obtidas por este processo resultam numa redução da porosidade e num refinamento do grão α primário [66].

No gráfico da Figura 73, encontram-se as dimensões da penetração e largura da soldadura, obtidas para cada um dos sais referenciados. O material soldado foi Ti CP de grau 2.

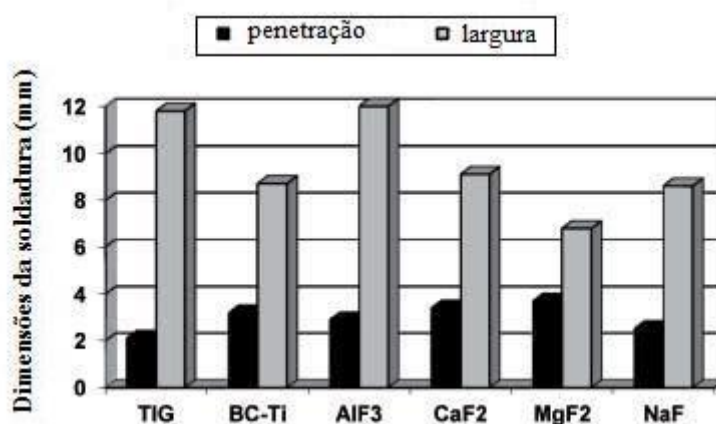


Figura 73- Dimensões da solda obtida por TIG e influência dos fluxos na soldadura A-TIG em Ti CP grau 2.

Fonte: Adaptado de [66]

De todos os sais utilizados, o MgF_2 foi aquele com que se obteve maior penetração, com um aumento de 76% em relação à soldura TIG convencional [66]. A macroestrutura da soldadura A-TIG revela um crescimento dos grãos, quer na zona soldada, quer na ZAC. O tamanho dos grãos aumentou cerca de 90% em relação à macroestrutura obtida pelo processo TIG, pois existe um maior sobreaquecimento do material base [66].

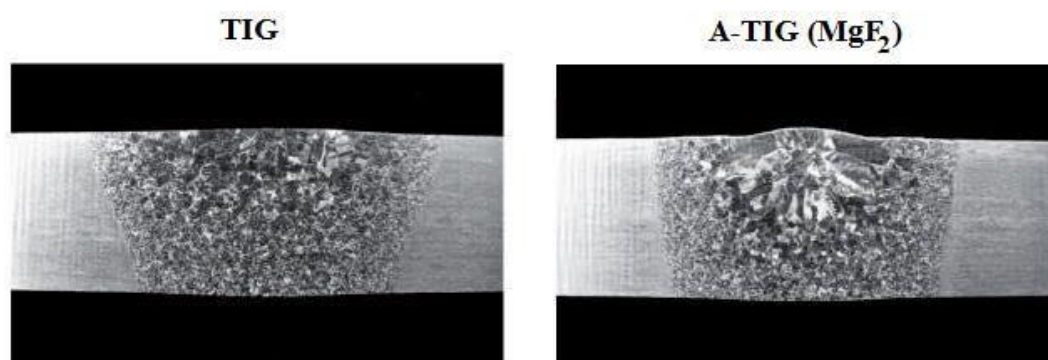


Figura 74- Macroestrutura obtida pelo processo TIG e A-TIG em Ti CP grau 2.

Fonte: [66]

Em relação à liga Ti-6Al-4V, também são obtidas maiores penetrações e menor largura de soldadura, do que as produzidas sem recurso aos fluxos ativos. A soldadura A-TIG nesta liga é caracterizada por apresentar uma relação entre a altura e largura maior, e um aumento de 20% na penetração, quando comparada com o processo TIG convencional [66]. Além disso, as propriedades mecânicas obtidas não são significativamente afetadas, como se pode analisar na Tabela 20.

Tabela 20 - Propriedade mecânicas das juntas soldadas da liga Ti-6Al-4V por processo TIG e A-TIG

Fonte: [66]

Propriedades mecânicas	Processo de soldadura	
	TIG	A-TIG
Tensão limite elástico (MPa)	883	848
Tensão de rotura (MPa)	1014	1007
Extensão após rotura (%)	7	8

7.4.6 Soldadura Keyhole TIG

Este processo também é uma variante do processo TIG convencional, mas utiliza correntes tão elevadas que as forças do arco são capazes de afastar o metal fundido, permitindo que o arco aceda a zonas mais profundas [54]. O afastamento do metal fundido tem a forma de uma espécie de buraco, daí a designação *keyhole* (ver Figura 75).

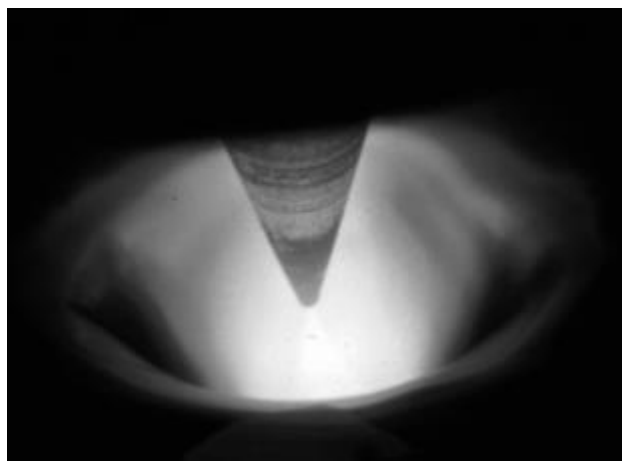


Figura 75- Afastamento do metal fundido pelas forças do arco elétrico, *keyhole*.

Fonte:[54]

A intensidade de corrente é o parâmetro mais importante neste tipo de soldadura, e é dada em função da espessura do material a soldar. Para além disto, fatores relacionados com o material, como a densidade, tensão superficial e condutividade térmica também são variáveis importantes no processo [68].

A realização de soldaduras por *keyhole* está associada a intensidades de corrente superiores a 600 A, sendo necessário equipamento que consiga gerar essa corrente e a utilização de tochas com o devido arrefecimento. A operação de soldadura é estável, quando a pressão do gás de proteção está em equilíbrio com o metal que é evaporado e, geralmente, a posição de soldadura é ao baixo, devido ao equilíbrio das forças [68].

Sendo assim, as principais vantagens deste processo em relação à soldadura TIG convencional são:

- Menor volume de material fundido;
- Baixos níveis de deformação;

- Elevada velocidade de soldadura, uma vez que o material é soldado numa só passagem;
- Soldadura de qualquer material.

A aplicação deste processo em titânio e suas ligas também já foi testada. No estudo elaborado por Rosellini and Jarvis [68] foi caracterizada a microestrutura e as propriedades mecânicas das juntas soldadas nas ligas Ti-6Al-4V, Ti CP grau 2 e Ti-0.8Ni-0.3Mo. As soldaduras foram realizadas com uma intensidade de 600 A, tensão de 20 V, velocidade de 300 mm/min e sem adição de material. O gás de proteção utilizado foi argon puro.

Na Figura 76 é possível observar a macroestrutura da junta soldada na liga Ti-6Al-4V.



Figura 76 - Macroestrutura da junta soldada por keyhole TIG na liga Ti-6Al-4V

Fonte: [69]

Na Figura 77 observa-se com mais pormenor as microestruturas das juntas soldadas de Ti-6Al-4V, obtidas pelos processos TIG e *keyhole* TIG, respetivamente. Em ambas as microestruturas formou-se uma fase acicular e não foram detetadas fases secundárias em redor dos grãos β . Contudo, a microestrutura obtida pelo processo *keyhole* TIG apresenta uma estrutura lamelar, enquanto a obtida por TIG convencional parece ter formado uma fase martensítica [68].

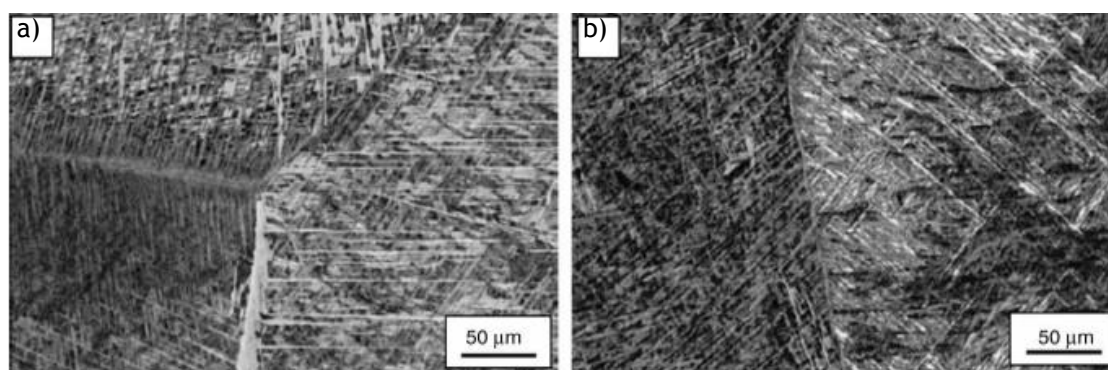


Figura 77 - Microestruturas da junta soldada da liga Ti-6Al-4V: a) Keyhole TIG b) TIG

Fonte:[68]

Por fim, em relação às propriedades mecânicas, estas foram avaliadas após um tratamento térmico para o alívio de tensões internas [68]. A Tabela 21 mostra os resultados obtidos pelos ensaios mecânicos e, como se pode constatar, não existem diferenças significativas em relação ao material base.

Tabela 21 - Propriedades mecânicas do material base e da solda obtida por keyhole TIG, da liga Ti-6Al-4V

Fonte: Adaptado de [68]

Zona	Propriedades mecânicas		
	Tensão limite elástico [MPa]	Tensão rotura [MPa]	Extensão após rotura (%)
Material base	956	979	16
Soldadura	908	968	16

7.4.7 Influência do processo TIG

A soldadura TIG continua a ser um dos principais processos na reparação de peças vazadas. De forma a avaliar o impacto que uma reparação por soldadura pode causar nas propriedades estáticas e dinâmicas da peça, Ault, et al. [70] elaboraram um trabalho para caraterizar os efeitos da soldadura TIG em placas vazadas de Ti-6Al-4V. Estas foram produzidas por fundição por cera perdida e, em seguida, foram submetidas a prensagem isostática a quente. As juntas de soldadura foram

preparadas em “V”, com um ângulo de 45°, e a soldadura foi realizada com penetração total por múltiplas passagens [70]. Por fim, as placas foram maquinadas em provetes, segundo a norma ASTM E-8, e os ensaios mecânicos foram realizados na Boeing [70].

A microestrutura da zona de fusão e do material base encontram-se na Figura 78, após terem sido submetidos a um tratamento térmico de recozimento. Cada passagem de soldadura é exposta ao calor proveniente da passagem seguinte, o que faz com que os grãos β sejam bastante grosseiros, mas as colónias no interior dos grãos têm tendência a ser mais refinadas, devido ao arrefecimento rápido de cada passagem [70]. Apesar das passagens seguintes alterarem a colónia refinada para mais grosseira, esta permanece relativamente mais refinada do que a estrutura do material envolvente, que não foi soldado [70].

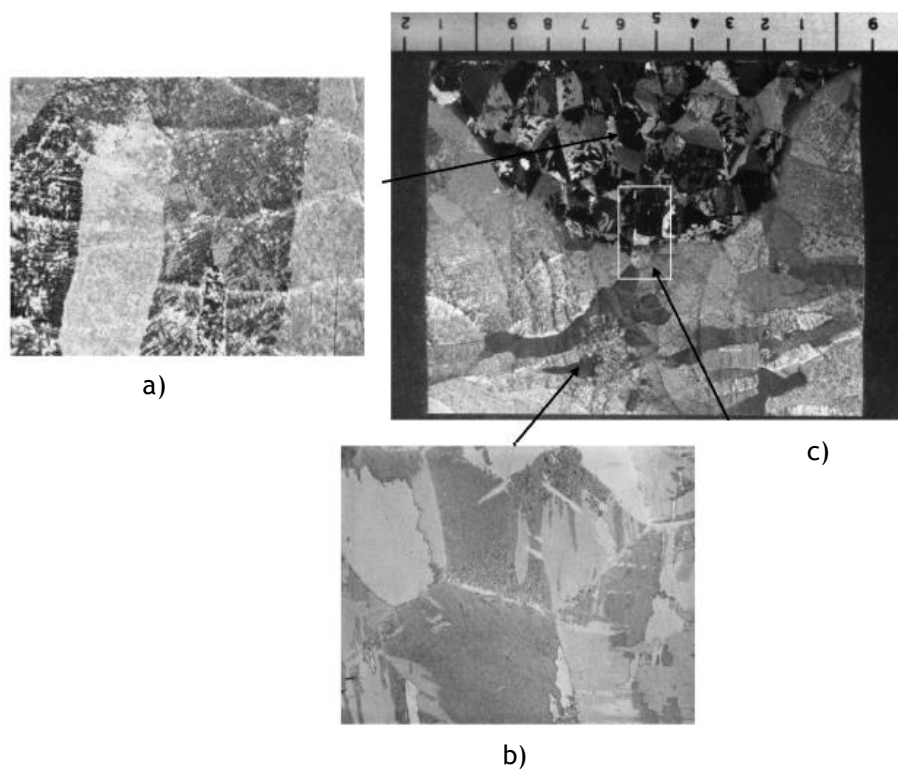


Figura 78 - Macroestrutura da região soldada por TIG c) e microestruturas após recozimento: a) zona de fusão; b) material base

Fonte: Adaptado de [41]

Os resultados dos testes de tração (ver Tabela 22) são coerentes com a microestrutura obtida na soldadura, pois a tensão limite elástica e tensão de rotura são superiores às do material base [70]. A rotura nos provetes soldados dá-se na região onde não ocorreu soldadura, pois o material base é menos resistente [70].

Tabela 22 - Propriedades mecânicas do material base e da solda obtida por TIG, após recozimento.

Fonte: Adaptado de [41]

Zona	Propriedades mecânicas		
	Tensão limite elástico [MPa]	Tensão de rotura [MPa]	Extensão após rotura (%)
Material base	883	814	7,8
Soldadura	856	910	6,1

A resistência da soldadura à fadiga também foi avaliada, quer para altos ciclos quer para baixos ciclos, comparando-a com a do material base (Figura 79). Para os ensaios de alto ciclo, Ault, et al. [70] controlaram a tensão para a qual ocorreu rotura por fadiga, utilizando um furo nos provetes soldados ($K_t = 3,1$). Para os baixos ciclos, os autores controlaram a deformação.

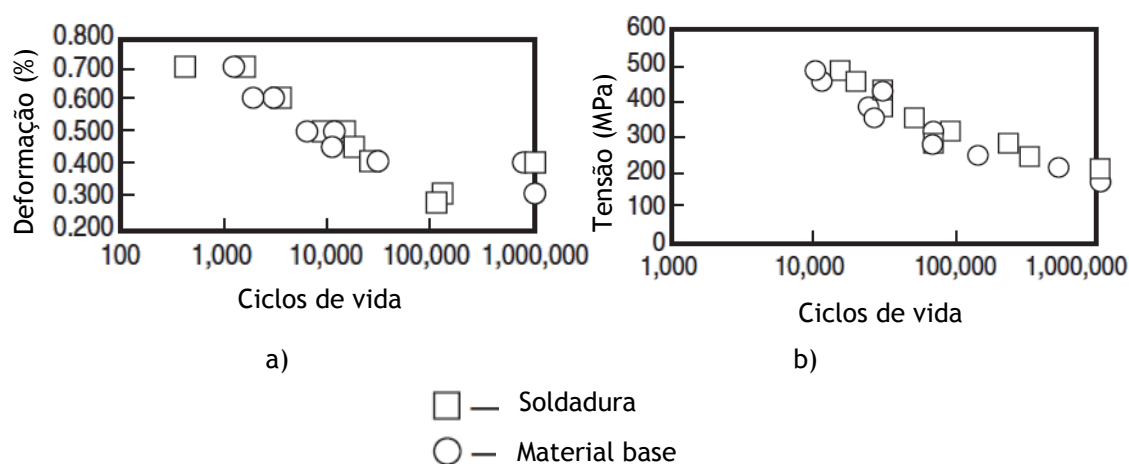


Figura 79 - Comportamento à fadiga do material base e da soldadura obtida por TIG: a) fadiga de baixo ciclo b) fadiga de alto ciclo

Fonte: Adaptado de [70]

Ault, et al. [70] concluíram que não houveram diferenças significativas no comportamento à fadiga do material base e da soldadura para a fadiga de alto ciclo. Em relação à fadiga de baixo ciclo, verificaram uma pequena melhoria, cerca de 10%, da soldadura em comparação com o material base [70].

Num outro trabalho elaborado por Balasubramanian, et al. [71], foi realizado um estudo semelhante, mas neste caso os autores partiram de placas laminadas com 5,4 mm de espessura e

após a soldadura não foi efetuado qualquer tratamento térmico. As microestruturas obtidas, bem como as propriedades mecânicas, à exceção do comportamento à fadiga que não foi abordado pelos autores, são significativamente diferentes das obtidas no estudo de Ault, et al. [70]. A Figura 80 revela as microestruturas da zona de fusão da soldadura e da ZAC. A zona fundida foi caracterizada por uma estrutura grosseira com fase lamelar $\alpha + \beta$, fronteiras de grãos constituídas por fase α e por α acicular (Figura 80 a)) [71]. A ZAC é caracterizada por uma estrutura $\alpha + \beta$ grosseira e α acicular, nas fronteiras de grão α (Figura 80 b)) [71].

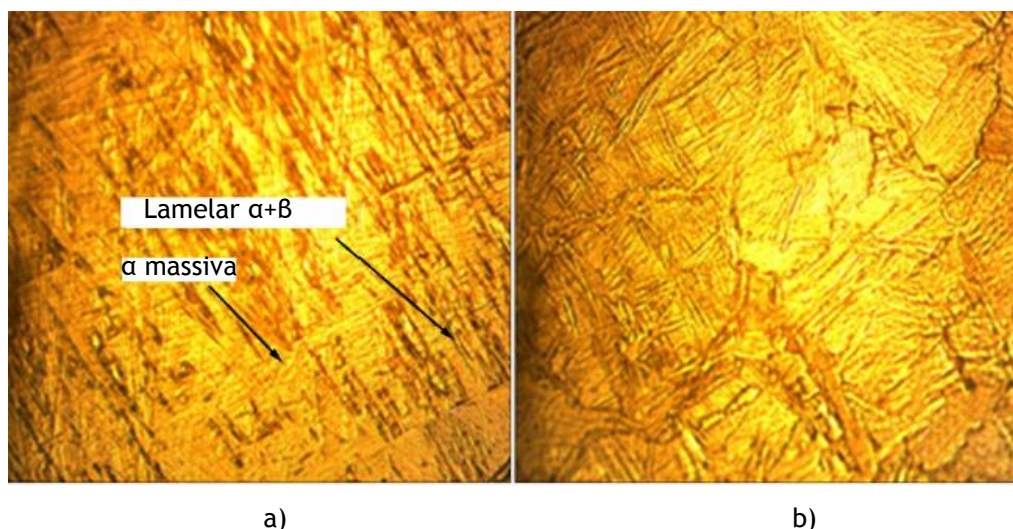


Figura 80- Microestruturas obtidas por soldadura TIG em placas de Ti-6Al-4V com 5.4mm:
a) zona fundida b) ZAC

Fonte: Adaptado de [71]

Em relação às propriedades mecânicas (ver Tabela 23), verificaram que houve uma redução de 6% da resistência da soldadura comparativamente com a resistência do material base [71]. Contudo, houve um aumento de 73% na ductilidade da soldadura, quando comparada com a ductilidade do material base [71].

Tabela 23 - Propriedades mecânicas do material base e da solda obtida por TIG, sem nenhum tratamento térmico.

Fonte: Adaptado de [71]

Zona	Propriedades mecânicas		
	Tensão limite elástico [MPa]	Tensão rotura [MPa]	Extensão após rotura (%)
Material base	969	1002	2,7
Soldadura	893	939	10,15

O perfil de microdurezas (Figura 81), desde o centro da soldadura até ao material base, também foi traçado. O valor da microdureza no material base foi de 372 HV e, na zona do material fundido foi de 390 HV, registando-se um aumento de 4%, devido ao ciclo térmico da soldadura [71].

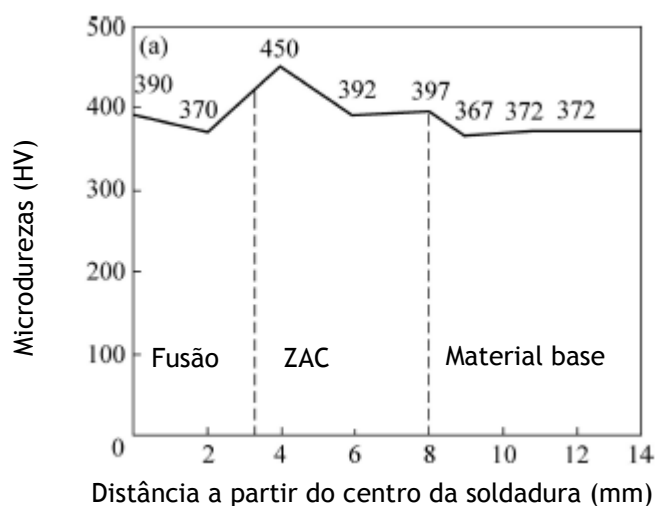


Figura 81 - Perfil de microdurezas ao longo da soldadura obtida pelo processo TIG

Fonte: Adaptado de [71]

7.4.8 Guia de soldadura TIG para titânio

Este subcapítulo tem como objetivo fornecer um guia prático de aconselhamento na soldadura de titânio pelo processo TIG. A informação tem como base certos aspetos técnicos que devem ser

tidos em conta na soldadura deste metal. Alguns destes conteúdos provêm de publicações da *American Welding Society*, uma instituição internacional de referência ao nível da soldadura.

7.4.8.1 Preparação das juntas

A preparação da soldadura inicia-se com a limpeza das peças. Os óleos e gorduras resultantes dos processos de maquinagem devem ser removidos para evitar contaminações. As superfícies devem ser limpas pelo menos a uma distância de 25 mm da junta de soldadura, e a limpeza pode ser feita através de vapor, lavagem em hidróxido de sódio ou com recurso a metil-etil-cetona ou acetona [57]. As operações de corte podem deixar vestígios de oxidação, que têm de ser removidos através de uma lima e de máquina de remover rebarba (Figura 82). A máquina permite remover mais facilmente a camada de oxidação da superfície, enquanto a lima permite remover alguma rebarba e melhor acabamento das arestas. Um aspeto bastante importante é que estas ferramentas utilizadas na limpeza só devem ser usadas com o titânio, para evitar contaminações por parte de outros materiais onde foram utilizadas [72].

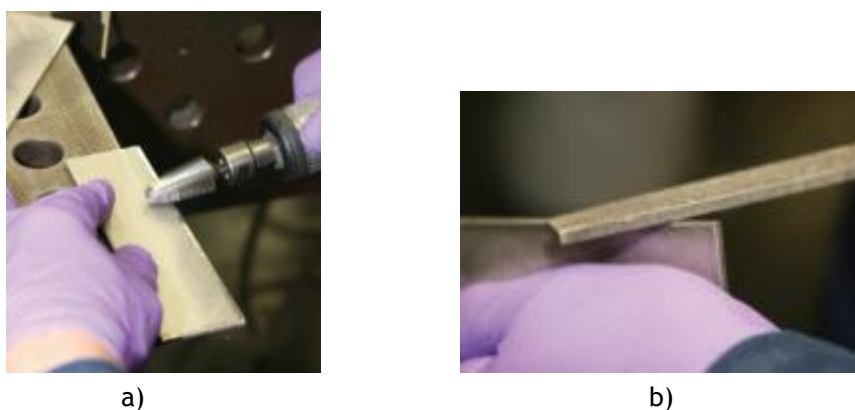


Figura 82 - Operação de limpeza da junta: a) esmeril: b) lima

Fonte: [72]

Quando a espessura das peças a soldar é elevada, é recomendado fazer juntas em “V” de 90°, com uma face de raiz de 0,6 mm para se conseguir alcançar penetrações consistentes durante a primeira passagem (Figura 83 (a)) [73]. Em situações cujas espessuras ultrapassem os 6 mm, a junta em “V” pode ser insuficiente e provocar distorções na peça, daí ser substituída por uma junta de duplo “V” (Figura 83 (b)) [73].

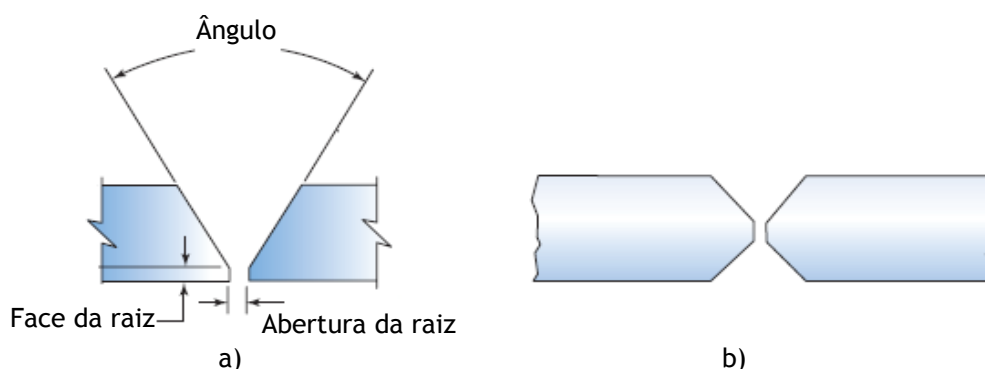


Figura 83 - Tipos de junta: a) junta em V; b) Junta duplo V

Fonte: Adaptado de [53]

7.4.8.2 Proteção gasosa

O titânio e as suas ligas têm uma grande afinidade com os elementos oxigénio, azoto, carbono e hidrogénio a temperaturas elevadas, como é o caso de um processo de soldadura. Esta afinidade prejudica a tenacidade e ductilidade das juntas soldadas, sendo por isso necessário protegê-la da atmosfera. A proteção é feita através da utilização de argon, um gás inerte, com um grau de pureza no mínimo de 99.995% e menos de 20ppm de oxigénio, segundo a norma AWS A5.32/A 5.32M.

As soldaduras podem ser realizadas em céu aberto, mas com a devida proteção gasosa, ou no interior de câmaras de purga. Caso se opte pela soldadura em céu aberto, a proteção gasosa provida pela tocha, proteção primária, é insuficiente. Tanto o banho de fusão como o material que se encontra a solidificar e as ZAC devem ser protegidos pelo gás inerte, até se atingirem temperaturas abaixo dos 427°C [57]. Esta temperatura assinala a transição do risco de oxidação para uma zona segura. Assim sendo, é necessário recorrer a dispositivos de proteção extra, como é o caso de carris/trilhos de proteção e de fitas adesivas. Os carris (Figura 84 a)) permitem alojar a tocha e têm um orifício para a entrada de gás. Assim, à medida que se vai soldando, o metal solidificado, que ainda está bastante quente, encontra-se sob a proteção gasosa. As laterais do carril impedem que o gás escape. Existe uma grande variedade de tamanhos e formas deste tipo de acessórios, desde para soldaduras exteriores e interiores de tubos até a soldaduras de placas.

Também é necessário proteger a face oposta à que está ser soldada, pois através desta pode haver contaminação da soldadura. Para isso, é utilizada a fita adesiva (Figura 84 b)) feita em fibra de vidro, que vai vedar o contacto do cordão com o meio ambiente. As fitas adesivas têm espessuras diferentes, consoante a intensidade de corrente utilizada, mas tipicamente são vendidas para valores acima de 80 A, 160 A e 240 A [74].



Figura 84- Proteção secundária gasosa: a) trilho; b) fita adesiva

Fonte:[74]

As soldaduras no interior da câmara de purga são a melhor opção para soldar titânio, uma vez que permite controlar muito melhor a atmosfera. Existem dois tipos de câmaras: as que são insufladas com um gás inerte e as em vácuo. Nas câmaras do primeiro tipo, o gás entra pela câmara através de um orifício e, à medida que se vai insuflando, o oxigénio sai através de uma purga. A expulsão do oxigénio do interior da câmara ocorre devido às diferenças de densidade do árgon e do oxigénio. Por norma, é necessário um volume de árgon 5 a 10 vezes superior ao volume da câmara para satisfazer a condição [57]. Além disto, deve ser realizado o controlo da quantidade de oxigénio no interior da câmara durante o processo de soldadura, para que este não ultrapasse valores superiores a 100 ppm, sendo valores na ordem dos 10 ppm os mais adequados para produzir soldaduras de alta qualidade [57]. A monitorização pode ser realizada através de um dispositivo sensor, como o da Figura 85 b). Este tipo de equipamento tem um gama de medições entre os 10 ppm e os 1000 ppm de oxigénio [74]



Figura 85 - a) câmara de purga; b) monitor de O₂

Fonte: [74]

As câmaras de purga por insuflação de gás também variam no seu tamanho. Contudo, independentemente do tamanho, normalmente são constituídas por:

- Dois pares de mangas, para permitir mais do que um trabalho em simultâneo;
- Fecho do tipo zip para inserir e retirar as peças soldadas;
- Conexão para entrada de argônio;
- Válvula de escape de gás;
- Entrada para monitorização do nível de oxigénio.

Em relação às câmaras de purga por vácuo, estas utilizam uma bomba de vácuo para remover o oxigénio do seu interior e, posteriormente, o argônio é insuflado. Também neste tipo de câmara, deve ser realizada a monitorização do nível de oxigénio e utilizar um sistema automático de distribuição de gás, que permita manter uma pressão positiva e, ao mesmo tempo, libertar o gás em excesso [57].

7.4.8.3 Preparação do eléctrodo de tungsténio

Um aspeto importante antes de iniciar a soldadura é a preparação do eléctrodo, que para soldaduras de titânio deve ser do tipo EWTh-2 [57]. Caso o eléctrodo seja novo, este não é fornecido com a ponta preparada, sendo por isso necessário realizar esta operação. O modo mais correto de criar a ponta cônica no eléctrodo é através de um desbaste longitudinal utilizando um esmeril (Figura 86 a)). Com a utilização do difusor de gás, o eléctrodo de tungsténio deve estar deslocado do bocal

no mínimo uma distância correspondente a 3 vezes o seu diâmetro, e no máximo seis vezes (Figura 86 b)) [75]. É ainda recomendado que o cone deva ter um ângulo de 60° para soldadura manual, pois para valores abaixo de 40° há um risco de perda do eletrodo, e para valores superiores a 80° é mais difícil iniciar o arco e este torna-se mais instável [73]. Todo este processo também se aplica a eletrodos que estejam desgastados e necessitem de reparação.

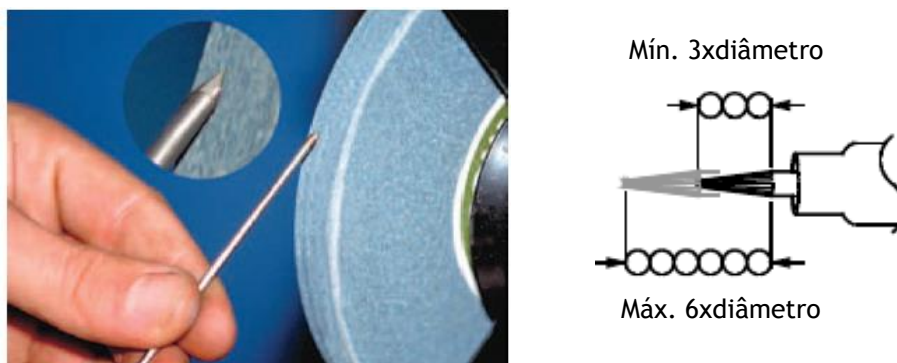


Figura 86 - Preparação do eletrodo de tungstênio: a) esmeril; b) dimensões

Fonte: [53]

7.4.8.4 Material de adição

No caso de ser necessário utilizar material de adição, a vareta deverá corresponder com o material a soldar. A norma AWS A5.16/A5.16M: 2013 especifica tanto o material das varetas utilizadas no processo TIG, como os fios no processo MIG. Na Tabela 24 encontram-se alguns exemplos dos materiais de adição (varetas) usados nas principais ligas de titânio.

Tabela 24 - Varetas de adição usadas nas principais ligas de titânio

Fonte: Adaptado de [62]

Material base ASTM	Grau do material de adição					
	AWS A5.16 ERTi-1	AWS A5.16 ERTi-2	AWS A5.16 ERTi-3	AWS A5.16 ERTi-5	AWS A5.16 ERTi-9 e AWS A5.16 ERTi-9ELI	AWS A5.16 ERTi-23
Grau 1 (Ti CP 1)	X					
Grau 2 (Ti CP 2)	X	X				
Grau 3 (Ti CP 3)			X			
Grau 9 (Ti-3Al-2,5V)					X	
Grau 5 (Ti-6Al-4V)				X		X
Grau 23 (Ti-6Al-4VELI)						X

Se a vareta de adição não for completamente usada, deve-se cortar um pouco da extremidade que esteve em contacto com a soldadura, antes de uma próxima utilização.

Este procedimento visa eliminar contaminações que possam ter ocorrido na vareta, pois uma pequena parte dela está sob altas temperaturas sem fundir.

7.4.8.5 Posições de soldadura

A norma AWS D1.9/D1.9M:2007 é um código estrutural para soldaduras de titânio. Nesta norma são enunciadas as posições de soldadura para juntas preparadas em V (Figura 87). As soldaduras realizadas nestas posições devem cumprir certas tolerâncias impostas pela norma. Essas tolerâncias são referentes à inclinação do eixo do cordão e à sua rotação. Na Tabela 25 apresentam-se as tolerâncias para as soldaduras de junta em V.

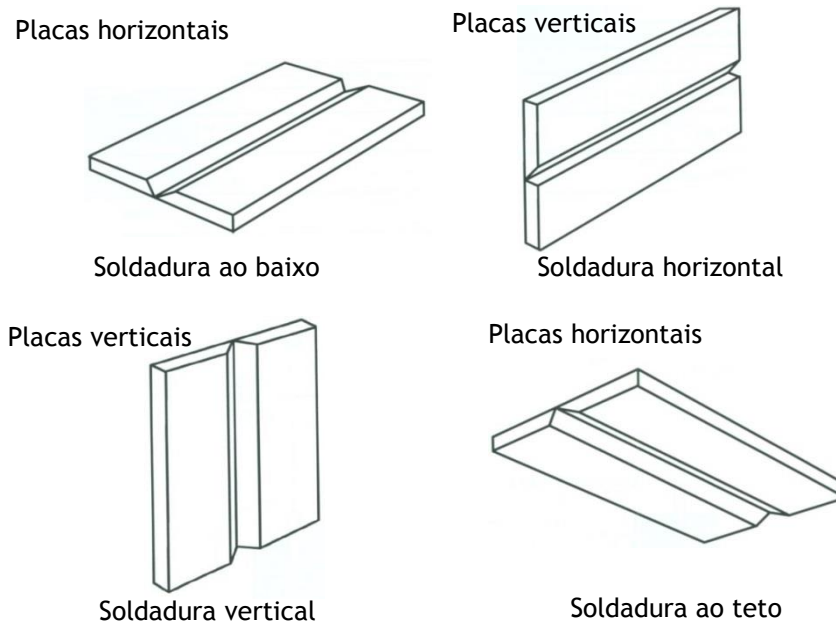


Figura 87 - Posições de soldadura para juntas em V

Fonte:[44]

Tabela 25 - Tolerâncias das soldaduras em juntas em V

Fonte: Adaptado de [44]

Posição	Inclinação do eixo	Rotação da face
Ao baixo	0° a 15°	150° a 210°
Horizontal	0° a 15°	80° a 150° 210° a 280°
Ao teto	0° a 80°	0° a 80° 280° a 360°
Vertical	15° a 80° 80° a 90°	80° a 280° 0° a 360°

7.4.8.6 Parâmetros

A corrente contínua, com o elétrodo como pólo negativo, deve ser a selecionada para este processo [57]. Em relação à tocha, esta deve ser adequada à corrente, conforme enunciado na Tabela 19. Na soldadura de titânio também é preferível usar um difusor de gás em vez de um porta-pinça, pois vai melhorar a proteção gasosa efetuada pela tocha [72].

Para uma determinada espessura, existe uma variedade de intensidades de corrente, tensão e velocidade de soldadura, que podem ser conjugadas de forma a produzir um bom cordão. Nesse sentido, a Tabela 26 apresenta informação sobre os parâmetros a utilizar, de acordo com a espessura do material a soldar. Estes valores devem ser tidos em conta como linhas de orientação.

Tabela 26 - Condições típicas de soldadura de titânio e suas ligas pelo processo TIG

Fonte: Adaptado de [57]

Espessura material (mm)	Diâmetro eletrodo (mm)	Diâmetro vareta (mm)	Intensidade corrente (A)	Caudal gás (l/min)	Velocidade soldadura (mm/s)
0,6	1	1,6	20-50	5-7	9-11
1	1,5	1,6	50-80	5-7	7-9
1,5	1,5	1,6	65-105	5-7	4-6
2	1,5	1,6	75-125	5-7	4-6
3	1,5	1,6	95-135	5-7	4-6
5	2,4	2,4	150-225	7-9	4-6
6	3,2	2,4	225-300	7-9	4-6
10	3,2	3	225-350	7-9	4-6
13	3,2	3	250-350	7-9	4-6

É ainda importante lembrar que, após o cordão ter sido executado e de o arco elétrico ter sido extinto, é necessário continuar a fornecer proteção gasosa à última zona a solidificar até que a temperatura seja inferior aos 427°C [72].

7.4.8.7 Inspeção do cordão

Após a soldadura, é possível inspecionar visualmente o cordão e avaliar certas características, como a penetração obtida e o perfil. Com base nestas características, a norma AWS D1.9/D1.9M:2007 também define o perfil dos cordões, de modo a classificá-los como: aceitáveis ou inaceitáveis. Nos perfis aceitáveis, o reforço do cordão (assinalado na Figura 88 com R) não deve ultrapassar os 3mm. Os exemplos de perfis da Figura 88 são para juntas em “V”.

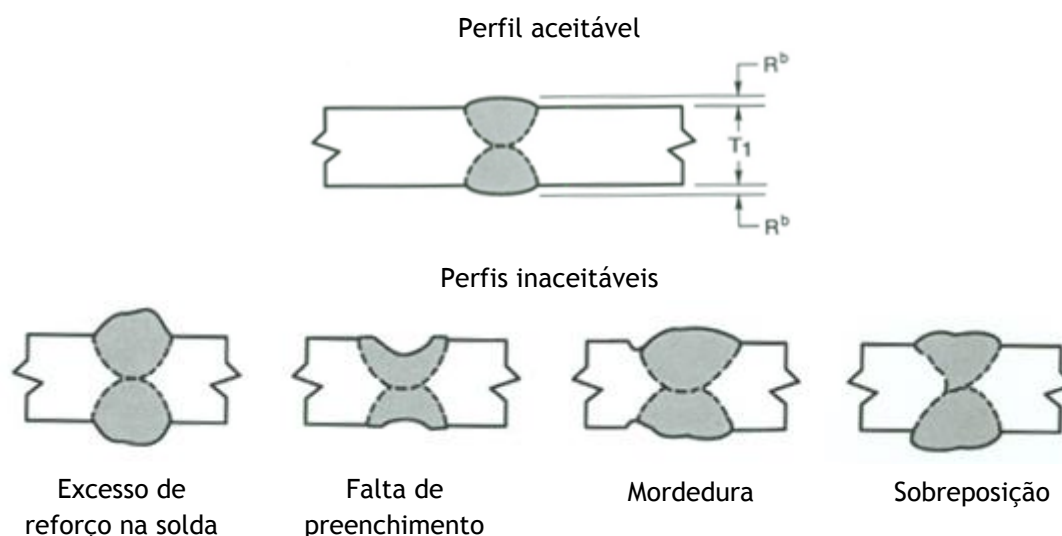


Figura 88 - Perfis de cordões de soldadura aceitáveis e inaceitáveis

Fonte: Adaptado de [44]

Para se ter uma melhor noção da importância da proteção gasosa em todos os lados, na Figura 89 encontra-se representada a sua influência. Ambos os cordões foram submetidos às mesmas condições, exceto a parte inferior de um deles que não foi protegida com gás (Figura 89 b)). É claramente visível que ocorreu contaminação. Este tipo de acontecimento não é aceitável e, muitas das vezes, irreparável, acabando as peças por serem consideradas sucata [72].

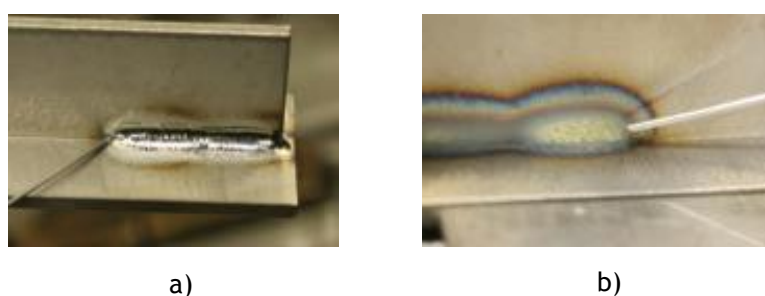


Figura 89 - Influência da proteção gasosa: a) proteção de todos os lados; b) sem proteção pela parte inferior

Fonte: [72]

Através de um código de cores, é possível fazer uma primeira avaliação da qualidade do cordão de soldadura no que respeita à contaminação (Figura 90). Um cordão que exiba a cor prateada, revela que a soldadura foi realizada em ótimas condições e que este não sofreu qualquer tipo de oxidação [53]. Na Tabela 27, encontra-se a classificação do cordão em relação à sua cor.

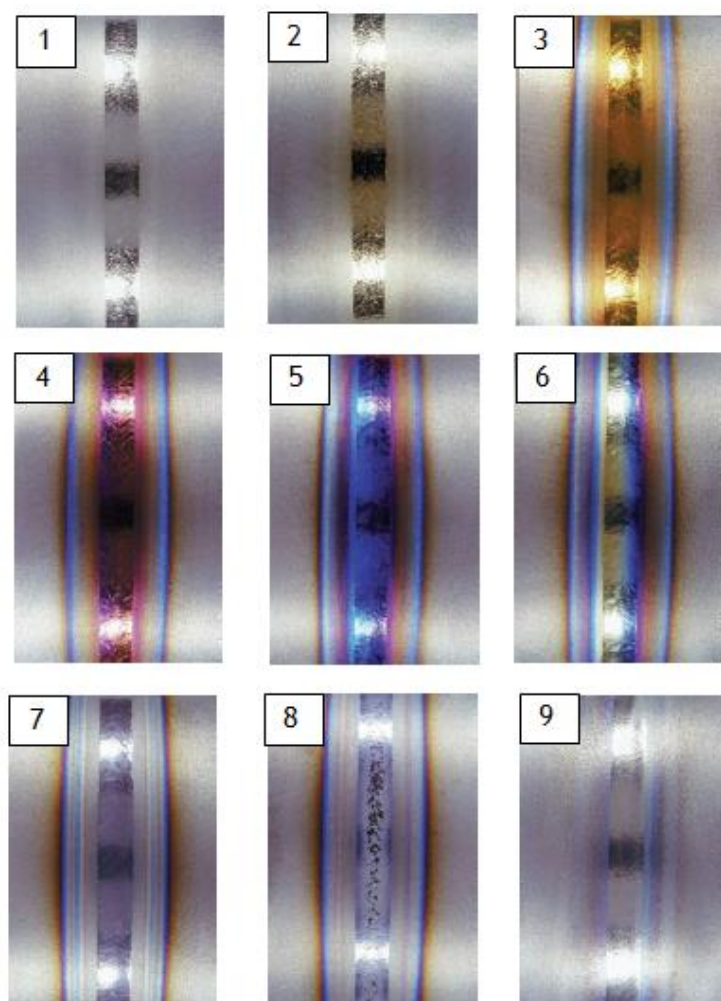


Figura 90 - Cor dos cordões de soldadura em titânio

Fonte:[53]

Tabela 27 - Classificação do cordão em relação à sua cor

Fonte: Adaptado de [53]

Nº da amostra	Cor	Descrição
1	Prata polida	Aceitável, proteção perfeita
2	Dourado claro	Aceitável, baixa contaminação
3	Dourado escuro	Aceitável, baixa contaminação
4	Roxo	Inaceitável, elevada contaminação
5	Azul	Inaceitável, elevada contaminação
6	Amarelo	Inaceitável, elevada contaminação
7	Cinzenta	Inaceitável, contaminação bastante elevada
8	Branca	Inaceitável, contaminação bastante elevada
9	Prata escovado	Inaceitável, contaminação bastante elevada

Para além deste exame visual, podem ser realizados outro tipo de exames não destrutivos, como radiografias e líquido penetrante. A utilização do líquido penetrante é bastante prática e barata, mas este método só permite detetar fissuras e poros à superfície. Enquanto a utilização dos raios-X numa radiografia permite detetar vários defeitos, entre os quais:

- Inclusões de tungsténio, que aparecem sob a forma de pontos brancos (Figura 91 a));
- Porosidade, que aparece sob a forma de pontos escuros (Figura 91 b));
- Falta de fusão na lateral, representada por linhas escuras paralelas e bastante estreitas (Figura 91 c));
- Fissuras, representadas por linhas tortas escurecidas que atravessam o cordão na sua largura (Figura 91 d)).

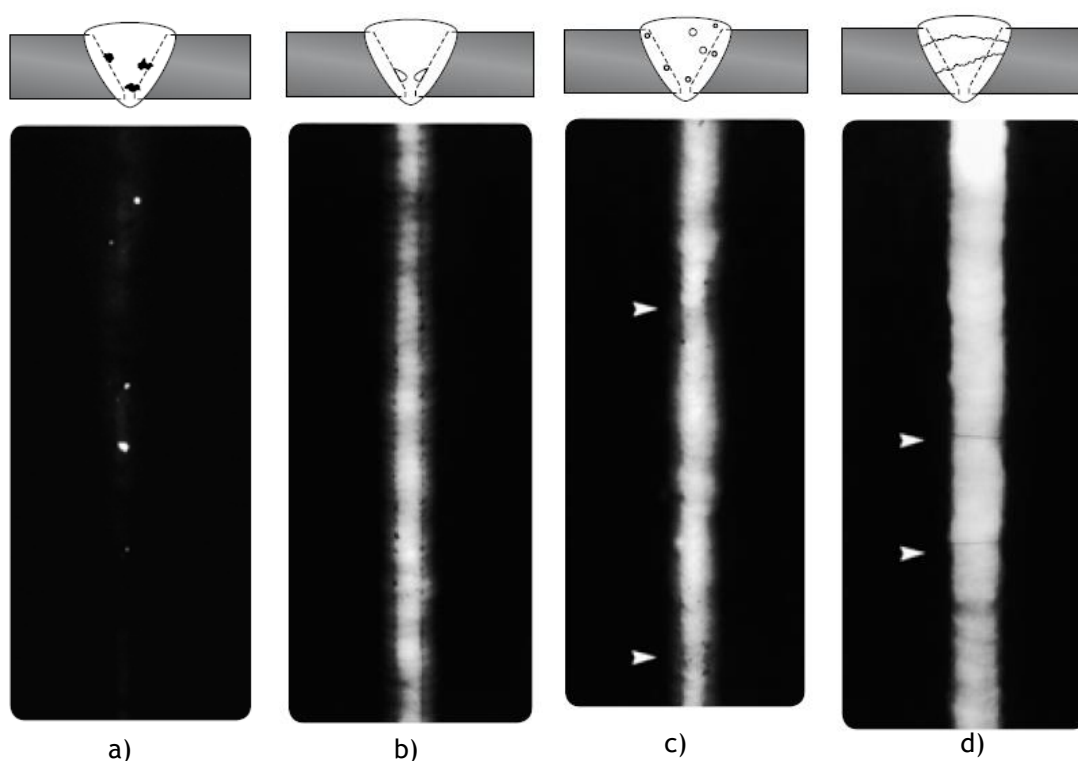


Figura 91 - Radiografias de defeitos de cordões de soldadura: a) inclusões de tungsténio; b) falta de fusão; c) porosidade; d) fissuras

Fonte: Adaptado de [76]

Em relação à caracterização das propriedades mecânicas das soldaduras de titânio, aplicam-se os mesmos procedimentos que nos outros metais. Também a norma AWS D1.9/D1.9:2007 estabelece os valores da tensão limite elástico das soldaduras, sem que estas tenham sofrido qualquer tipo de tratamento térmico. Na Tabela 28 apresentam-se esses valores para soldaduras realizadas em materiais fornecidos sob a forma de chapa, placa ou barra.

Tabela 28 - Tensão limite elástico para solduras em ligas de titânio, de acordo com a norma AWS D1.9/D1.9M:2007

Fonte: Adaptado de [44]

Material base	Espessura (mm)	Tensão mínima limite elástico (MPa)
Grau 1	0,12-250	240
Grau 2	0,12-250	345
Grau 3	0,12-250	450
Grau 9	0,12-250	620
Grau 5	0,25-250	895

É ainda de salientar que a norma não define qualquer valor para soldaduras em material fundido.

7.5 Soldadura por plasma

A soldadura por plasma é semelhante à soldadura TIG, uma vez que o arco também é estabelecido entre um eletrodo de tungstênio e a peça a soldar. Por norma, é utilizada uma corrente contínua com o eletrodo como pólo negativo e a peça positivo. A principal diferença neste processo, é que são utilizados dois tipos de gases: o plasma e o de proteção. O plasma consiste em partículas carregadas, que transportam a carga elétrica entre o eletrodo e a peça, e está separado do gás de proteção por meio de um bocal de cobre [53]. Dentro deste bocal passa o plasma que sai através de um pequeno orifício, e exterior ao bocal, passa o gás de proteção (Figura 92) [60]. O arco plasma tem uma forma mais em coluna, em comparação com o arco mais cônico do processo TIG [60]. A capacidade de penetração é determinada pelo diâmetro e comprimento do orifício e ainda pelo caudal de plasma [60].

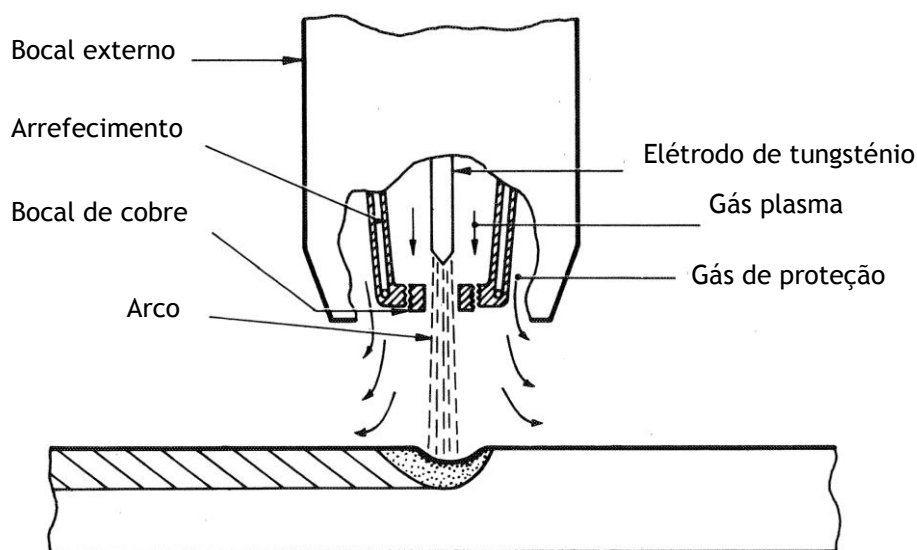


Figura 92 - Configuração de uma tocha de soldadura por plasma

Fonte: Adaptado de [60]

Em comparação com o processo TIG, a soldadura por plasma é menos sensível à alteração do comprimento do arco, aceitando variações de 2 a 3 mm, sem afetar a entrega térmica na peça [58]. Para além desta vantagem, ainda existem outras como:

- Formação de pequena ZAC e baixa deformação das peças;
- Velocidade de soldadura elevada, em comparação com o processo TIG convencional;
- Soldaduras topo-a-topo, para espessuras de 8 mm sem adição de material;

- Estabilidade do arco a baixa intensidade de corrente.

Em contrapartida, apresenta certas desvantagens como, por exemplo:

- Necessidade de utilizar uma tocha arrefecida a água, para evitar sobreaquecimento do elétrodo, mesmo para baixas intensidades;
- Utilização de dois tipos de gás, o que faz com que seja necessário mais equipamento;
- Como o arco é estreito, este processo não compensa para peças com baixa precisão;
- Todo o equipamento necessário é, normalmente, mais caro do que o do processo TIG convencional.

As características do orifício por onde é expulso o plasma e o seu caudal levam à divisão deste processo em três variantes:

- Micro-plasma - Caracterizada por intensidades de corrente entre os 0,1 e 15 A, sendo suficiente para manter o arco estável e permitir a soldadura de materiais com menos 0,1 mm de espessura;
- Soldadura plasma corrente média - Utiliza correntes entre os 15 e os 100 A, e é semelhante ao processo TIG convencional. No entanto, com o aumento do caudal de plasma obtêm-se maiores penetrações, mas este aumento pode provocar um arrastamento do banho de fusão por parte do gás de proteção;
- Plasma *keyhole* - A intensidade de corrente é superior a 100 A, e o seu princípio de funcionamento é semelhante ao TIG *keyhole*. As correntes elevadas e o caudal de plasma forçam o arco a penetrar o material [60]. Apesar de ser um processo menos insensível ao comprimento do arco, a sua utilização é mais indicada para soldaduras automáticas, uma vez que os parâmetros de soldadura devem estar bem equilibrados [60]. Não deve ser utilizado para espessuras de material inferior a 3 mm, pois para estas situações o seu funcionamento é idêntico ao processo TIG convencional [58]. De modo a distinguir melhor este processo de soldadura do TIG *keyhole*, na Tabela 29 resumem-se algumas das diferenças entre os dois processos.

Tabela 29 - Diferenças entre TIG *keyhole* e plasma *keyhole*

Fonte: Adaptado de [77]

Características	TIG <i>keyhole</i>	Plasma <i>Keyhole</i>
Penetração	Soldadura de 16mm de titânio numa só passagem	Soldadura de 8-10mm por passagem
Velocidade soldadura	Mais rápido, por exemplo, para 6mm de espessura velocidade de 600mm/min	Mais lento, para a mesma espessura velocidade de 300mm/min
Tolerância	Tolerância moderada às imperfeições, uma vez que o arco é cónico	Não é tolerante a imperfeições nas juntas devido à forma em coluna estreita do arco
Manutenção	Baixos custos	Custos mais elevados, devido a manutenção dos equipamentos

Em relação aos gases utilizados na soldadura por plasma, tanto o gás plasma como o gás de proteção são normalmente do mesmo tipo, para evitar variações no arco plasma [58]. Contudo, na maior parte das situações, o argon é o gás utilizado como plasma [78]. O caudal pode variar entre os 0,1 l/min para micro-plasma até os 10 l/min no caso de *keyhole* [78]. Em soldaduras de titânio, é recomendada a utilização de argon como gás plasma e de proteção, ou então uma mistura de 75% de hélio com 25% de argon para gás de proteção [78].

7.5.1 Aplicação em titânio e suas ligas

Em soldadura por plasma, a técnica *keyhole* é mais utilizada para juntas topo-a-topo, em especial para espessuras entre os 1,5-13 mm, onde a soldadura é completa com uma ou duas passagens [57]. Na Tabela 30 apresentam-se algumas condições típicas para soldadura com juntas topo-a-topo. Por vezes, os cantos do cordão côncavo têm tendência a ficar mais rebaixados que a superfície do material soldado e, nestes casos, é realizada uma segunda passagem utilizando material de adição, para eliminar o problema e dar uma melhor aparência ao cordão [57]. Geralmente, o processo de soldadura por plasma é autogéneo, porque a adição do material pode gerar instabilidade no arco, daí que esta segunda passagem é realizada pelo processo TIG convencional [57, 73].

Tabela 30 - Condições típicas para soldadura de titânio e suas ligas por soldadura plasma em juntas topo-a-topo

Fonte: Adaptado de [57]

Espessura do metal (mm)	Tipo de plasma	Furo do bocal plasma		Gás de proteção	Intensidade de corrente	Tensão (V)	Velocidade de soldadura (mm/min)	Velocidade de alimentação (mm/min)
		Diâmetro (mm)	Caudal (l/min)					
0,2	Micro	0,76	0,2	Árgon	5	-	2	-
0,4	Micro	0,76	0,2	Árgon	6	-	2	-
3	Keyhole	3,45	4	Árgon	150	24	6	17
5	Keyhole	3,45	5-6	Árgon	175	30	6	18
6	Keyhole	3,45	8	Árgon	160	30	5	19
8	Keyhole	3,45	7	Árgon	172	30	5	20
10	Keyhole	3,45	15	75Hélio-25Árgon	225	38	4	-
13	Keyhole	3,45	13	50Hélio-50Árgon	270	36	4	-

7.5.1.1 Influência na microestrutura e nas propriedades mecânicas

O processo de soldadura por plasma geralmente não provoca o aparecimento de porosidade e o calor introduzido na peça é significativamente menor ao introduzido pelo processo TIG [79]. O calor introduzido é um fator que pode modificar a microestrutura, podendo provocar um aumento do tamanho dos grãos, o que por norma acontece em soldaduras por fusão [79]. A influência do calor pode ser observada na Figura 93, onde se encontram duas macroestruturas de dois cordões de soldadura, obtidos pelos processos TIG convencional e por plasma na liga Ti-6Al-4V.

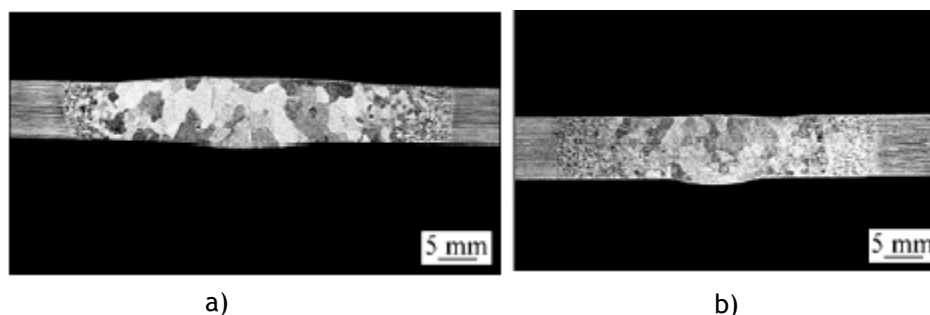


Figura 93 - Macroestruturas das juntas de soldadura obtidas por: a) TIG; b) Plasma

Fonte: Adaptado de [79]

Pela análise das macroestruturas, pode-se constatar que o tamanho dos grãos β , a zona de fusão e a ZAC do cordão obtido pela soldadura TIG são maiores do que no cordão obtido por plasma. Isto acontece porque a soldadura por TIG entrega mais energia térmica à peça do que a plasma [79]. A Tabela 31 apresenta algumas propriedades mecânicas de uma junta de Ti-6Al-4V com 14 mm de espessura, soldada por plasma *keyhole*, e as mesmas propriedades para o material base [73]. A tensão de rotura, bem como a tensão limite elástico do cordão de soldadura, não diferem muito das do material base. Contudo, a ductilidade é significativamente afetada, uma vez que a deformação do cordão é menos de metade em relação à obtida no material base.

Tabela 31 - Propriedades mecânicas da soldadura por plasma.

Fonte: Adaptado de [73]

Região	Propriedades mecânicas		
	Tensão rotura (MPa)	Tensão limite elástico (MPa)	Extensão após rotura (%)
Metal base	987	934	17
Cordão de soldadura	979	848	8

Um novo método de soldadura por plasma *keyhole* foi desenvolvido por Chen and Pan [79], para minimizar o calor fornecido à peça e, ao mesmo tempo, manter elevadas penetrações. O método elaborado por estes autores, denominado por plasma controlado, consiste em soldar o material, alternando entre o modo *keyhole* e não-*keyhole* [79]. Enquanto no plasma *keyhole* convencional é fornecida uma grande quantidade de calor para assegurar que o *keyhole* não feche, no plasma controlado ele é deliberadamente fechado, por um certo período, para reduzir a quantidade de

calor e a massa do banho de fusão [79]. A menor quantidade de calor fornecida à peça resulta numa diminuição do tamanho de grão, sem que a microestrutura lamelar intragranular aumente [79]. O tamanho do grão, a largura da zona de fusão e a ZAC são mais pequenos neste método do que no método de plasma *keyhole* convencional, como se pode verificar pelas macroestruturas na Figura 94.

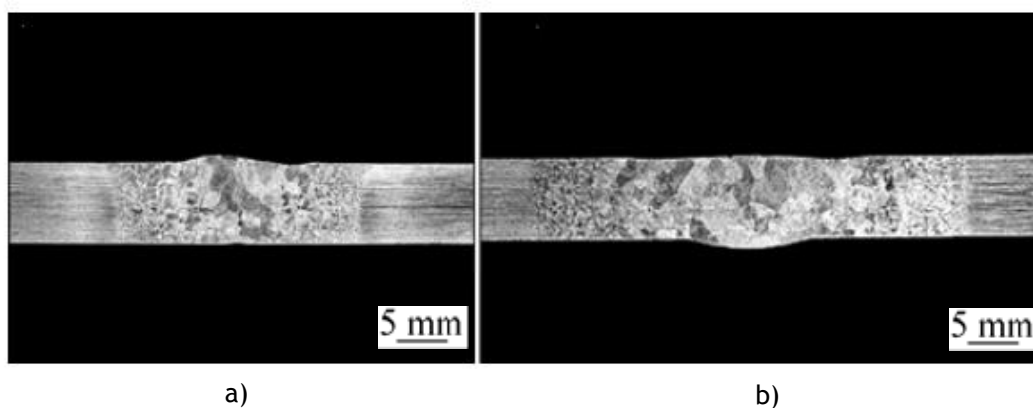


Figura 94 - Macroestruturas de juntas de Ti-6Al-4V obtidas por: a) Plasma controlado; b) Plasma *keyhole*

Fonte: Adaptado de [79]

Este processo de plasma controlado, além de permitir grãos β mais pequenos que o processo de plasma e TIG, também evita a formação de martensite na zona de fusão [79]. Os ensaios mecânicos e a medição de microdurezas mostraram que o plasma controlado melhora a ductilidade e a dureza da junta soldada [79].

7.6 Soldadura laser

O laser, abreviatura do inglês *Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation*, consiste na emissão de uma luz monocromática, colimada e coerente. Ou seja, a luz emitida tem um comprimento de onda bem definido, os raios de luz são paralelos e têm apenas uma direção [80]. Apesar de existirem inúmeros tipos de laser, todos eles baseiam-se no mesmo princípio, que é a excitação de elétrons [80]. Quando se fornece energia a um átomo, os seus elétrons procuram novas posições e transitam de estado, passando de um estado fundamental para um estado com nível energético superior. Assim que o elétron chega a um estado superior, ele tenta regressar ao estado fundamental e, nesse momento, ocorre a libertação de fótons que transportam a energia anteriormente absorvida. É esta energia que posteriormente é utilizada no processo de soldadura. Sendo assim, todos os laser são constituídos por três elementos básicos:

- Meio ativo:
Conjunto de iões, átomos ou moléculas que podem estar na forma líquida, gasosa ou sólida, que emite a radiação quando excitado pela fonte de energia [81];
- Fonte de excitação:
Fonte de energia que permite excitar os elétrons e fazer com que mudem de estado energético. A fonte pode ser uma lâmpada, para o caso dos meios sólidos e líquidos, ou pode ser uma descarga elétrica, se o meio ativo for gasoso [80];
- Cavidade ressonante ou ressonador:
Tem como objetivo amplificar a radiação eletromagnética, através da estimulação dos fótons, pela colocação de espelhos refletores, que fazem com o feixe de luz seja refletido entre os espelhos [82].

O esquema da Figura 95 ilustra o princípio de funcionamento do laser, com base no que já foi referido.

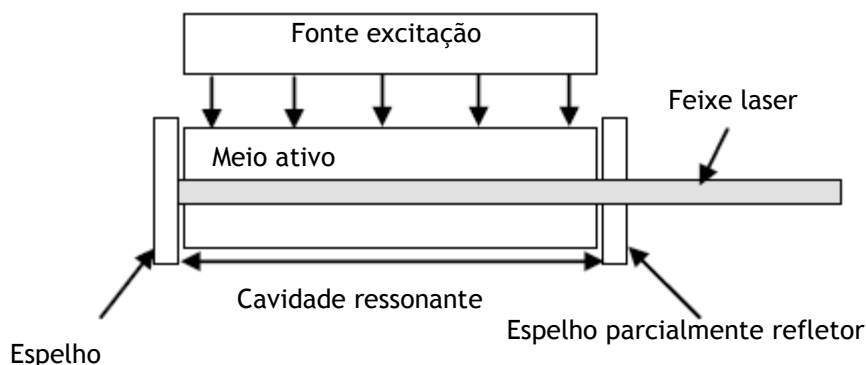


Figura 95-Princípio de funcionamento do laser.

Fonte: Adaptado de [82]

7.6.1 Laser Nd:YAG

Tendo em conta a vasta variedade de lasers existentes, apenas se irá abordar o laser Nd:YAG, pois foi o tipo de laser utilizado na parte experimental deste trabalho. Este tipo de laser utiliza um meio ativo sólido, que consiste num cristal de ítrio e alumínio, com pequenas concentrações de neodímio [82]. A excitação é realizada através de uma lâmpada de xénon ou krípton, em que o seu número e disposição dependem da potência exigida [80]. Atualmente, estas lâmpadas foram substituídas por díodos, pois estes têm uma eficiência superior [54]. Os díodos estão dispostos radialmente à volta do cristal e o ressonador é coaxial, consistindo num espelho com elevada refletividade numa das extremidades e, outro parcialmente refletor na outra (ver Figura 96) [80].

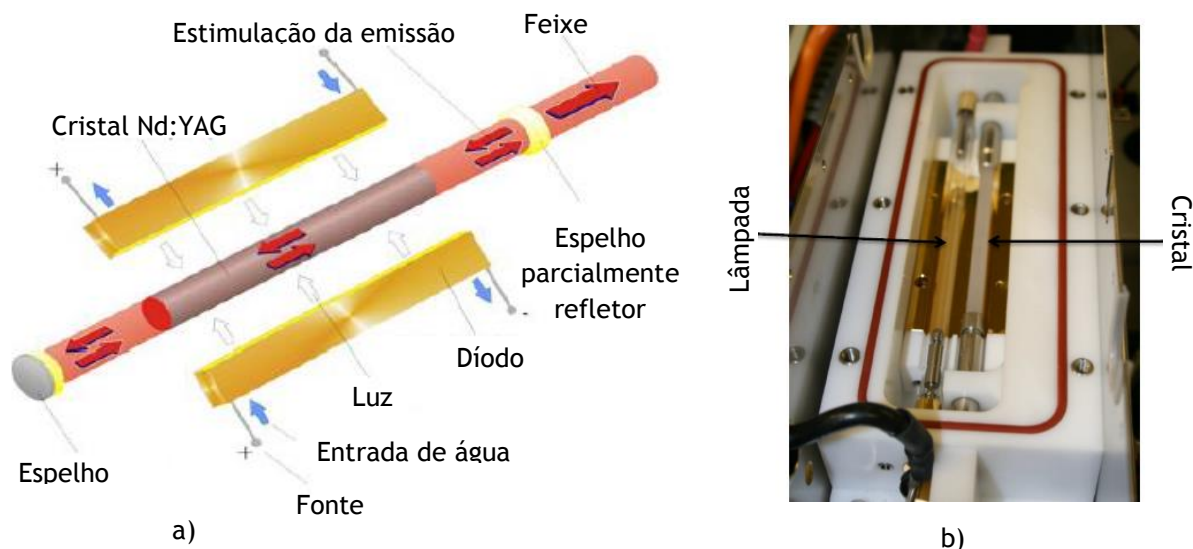


Figura 96- Laser Nd:YAG tubular: a) diodo b) lâmpada

Fonte: Adaptado de [83]

7.6.1.1 Modos do laser

Existem dois tipos de laser Nd:YAG: contínuo e pulsado. No laser contínuo é utilizada uma potência contínua, que pode variar entre os 10-100% da potência média [54]. Este tipo de laser é utilizado quando são necessárias grandes velocidades de soldadura, para tratamento térmico ou revestimento, baixas penetrações e para materiais sensíveis à fissuração, pois o laser contínuo tem uma taxa de arrefecimento menor [54]. Os parâmetros de soldadura neste tipo de laser são: potência, velocidade de soldadura e diâmetro do feixe.

No laser pulsado, a soldadura é por picos de potência em tempos muito curtos [82]. Para que isto aconteça, a excitação do meio ativo é feita por um estímulo bastante rápido, e os picos de potência chegam a ser trinta vezes superiores à potência média do laser [54]. A forma de pulso mais comum é a retangular. Contudo, existem outros tipos de pulso que são mais adequados, dependendo da aplicação. Na Figura 97 são apresentados alguns dos pulsos mais comuns, por exemplo, o pulso quadrado, utilizado em materiais que refletem bastante a luz, como o cobre e o alumínio, enquanto o pulso de pico é mais utilizado em materiais que sejam sensíveis a fissuração, pois este tipo de pulso minimiza o ciclo térmico [84]. Além disto, o laser pulsado utiliza menos energia para fazer a soldadura e, portanto, a área da ZAC é menor [84].

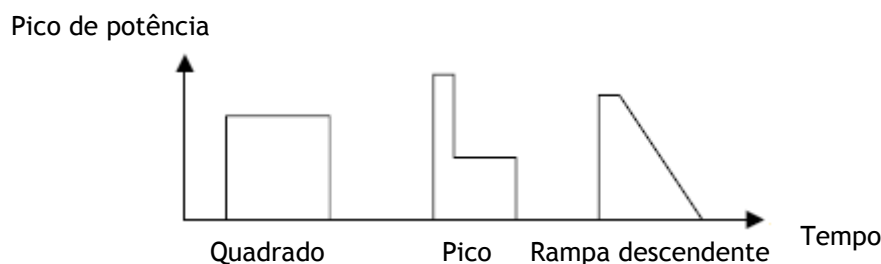


Figura 97 - Alguns tipos de pulso laser

Fonte: Adaptado de [84]

Ao contrário do laser contínuo, a soldadura por laser pulsado é definida por mais parâmetros, tais como: a energia, duração e frequência do pulso, diâmetro do feixe e velocidade da soldadura. A soldadura é essencialmente determinada pela densidade energética e pela duração do pulso. Outros fatores, como a frequência do pulso, a sobreposição e velocidade de soldadura também ajudam a definir o cordão [84]. Em seguida, é explicada alguma da terminologia utilizada.

- Potência máxima: este parâmetro é diretamente selecionado na máquina e controla a potência máxima em cada pulso;
- Largura de pulso: corresponde à duração do pulso, sendo a sua unidade o milissegundo (ms);
- Energia do pulso: é definida pela potência máxima e pela sua duração;
- Frequência do pulso: trata-se do número de pulsos que atingem a superfície num segundo. Um outro aspeto importante a focar é a sobreposição (ver Figura 98). A frequência (f), o diâmetro do feixe (d) e a velocidade de soldadura (v) devem ser conjugadas de forma a que se tenha uma taxa de sobreposição entre os 70-80%, para produzir soldaduras herméticas [54]. A taxa de sobreposição é dada pela seguinte expressão:

$$\%Sobreposição = 100 \times \left(\frac{d - \frac{v}{f}}{d} \right)$$



Figura 98- Sobreposição na soldadura laser.

Fonte: [85]

- Potência média: é aplicada quando é utilizado mais do que um pulso na soldadura, e resulta do produto da energia do pulso pela frequência;
- Densidade energética: este conceito está relacionado com a concentração de potência no feixe, ou seja, é determinado pela divisão da potência máxima pela área do feixe que incide na superfície a soldar.

No esquema da Figura 99 ilustram-se alguns dos conceitos anteriormente abordados.

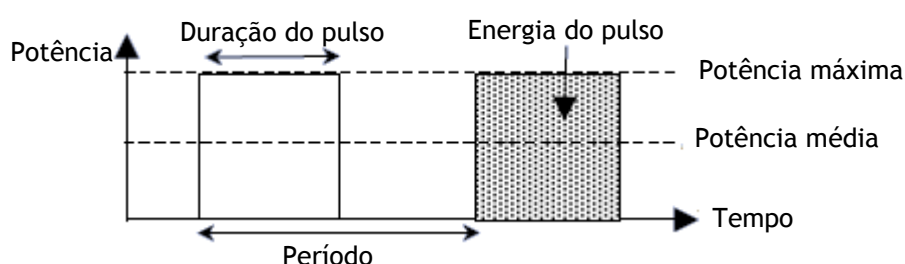


Figura 99- Algumas das características do laser pulsado.

Fonte: Adaptado de [84]

7.6.1.2 Modos de soldadura

A forma como a luz do laser é absorvida pela superfície metálica e a forma como é conduzida a energia, faz com que a soldadura se processe de dois modos diferentes: condução ou *keyhole*. Por condução apenas ocorrem mudanças de estado do material a soldar, entre sólido-líquido e líquido-sólido. Neste tipo de soldadura, o banho de fusão é limitado pela condução do calor a partir do ponto em que o feixe laser atinge a peça. Tanto lasers contínuos como pulsados podem realizar este modo de soldadura [9]. Por norma, bastam densidades energéticas entre os 10^2 - 10^4 W/mm² [37]. A secção da soldadura apresenta uma forma semi-circular e baixa penetração (Figura 100 a)). A ZAC neste modo soldadura tem uma área superior à que ocorre por *keyhole*.

Na soldadura por *keyhole*, para além da fusão e solidificação do material, também existe a evaporação do metal (Figura 100 b)). A vaporização do material leva à formação de um pequeno *keyhole*, que vai crescendo pelo aumento da radiação no seu interior, devido a sucessivas reflexões nas paredes do *keyhole* e no material vaporizado [82]. Por vezes, forma-se plasma, que sai do interior do *keyhole*, e este plasma pode absorver alguma energia do laser, dando origem a uma perda de penetração [82]. Para solucionar este problema, é utilizado um gás inerte de proteção que, para além de afastar o plasma da região, também protege o banho de fusão da oxidação e da contaminação [9]. A soldadura por *keyhole* ocorre quando a potência do laser é superior a 1 kW e a

densidade energética superior a 10^4 W/mm^2 . Além disso, a soldadura é caracterizada por permitir elevada penetração e ser bastante estreita [54].

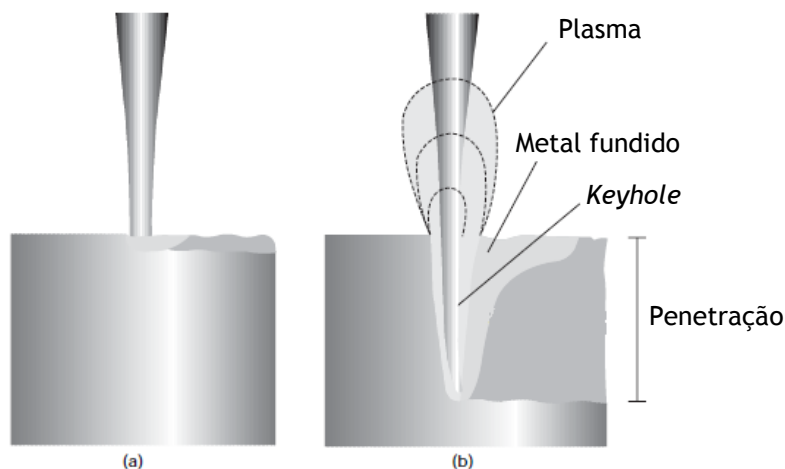


Figura 100 - Modos de soldadura por laser: a) condução; b) *keyhole*

Fonte: Adaptado de [54]

As vantagens da soldadura laser em relação aos outros processos, segundo Ahmed [54], são:

- Elevada penetração e cordão estreito;
- Menor área da ZAC, reduzindo assim o efeito metalúrgico;
- Elevada densidade energética e menor entrega térmica, reduzindo assim a distorção das peças;
- Processo facilmente automatizado e de elevada precisão;
- Permite soldaduras em geometrias difíceis e numa vasta gama de espessuras.

7.6.2 Aplicação em titânio e suas ligas

A soldadura por laser contínuo Nd:YAG pode ser aplicada nas ligas de titânio, sobretudo para elevadas espessuras, enquanto o laser pulsado é mais utilizado para pequenos componentes e para peças que requerem baixas entregas térmicas, como é o caso de material cirúrgico (Figura 101).



Figura 101 - Material cirúrgico soldado por laser

Fonte: [83]

A soldadura laser tem sido frequentemente utilizada na reparação de implantes dentários, uma vez que são peças pequenas que exigem que o calor que incide sobre elas seja menor e localizado, para não causar distorções [63]. Prasad and Monaco Jr [86] repararam um implante dentário em titânio, utilizando um laser com largura de pulso 6 ms e um diâmetro de feixe com 0,7 mm. Na Figura 102 a) pode ser observado o implante dentário fissurado, e na Figura 102 b) o implante após a soldadura. Os autores constataram que o implante após reparação tinha a resistência adequada e a mesma precisão que um original e, além disso, a reparação só poderia ter sido realizada por este tipo de soldadura.



a)



b)

Figura 102 - Reparação de implante dentário em titânio por soldadura laser: a) implante fissurado; b) implante reparado

Fonte: Adaptado de [63]

A soldadura por *keyhole* nas ligas de titânio é vantajosa, pois tira partido da baixa condutividade térmica do titânio e da sua elevada capacidade de absorver radiação infravermelha [82]. As taxas de arrefecimento neste modo chegam a exceder os 410°C/s , o que resulta na formação de martensite mais fina do que aquela que se possa formar nos processos de soldadura por arco [82]. A Figura 103 apresenta duas macroestruturas da secção transversal da soldadura laser *keyhole* em chapas de Ti-6Al-4V com espessuras diferentes.

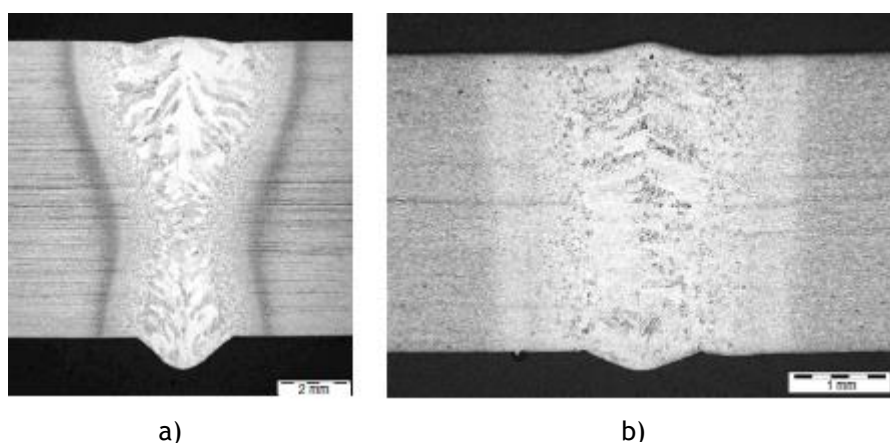


Figura 103 - Macroestruturas de soldadura laser *keyhole* em Ti-6Al-4V para diferentes espessuras: a) 9,3 mm; b) 3,2 mm

Fonte: Adaptado de [82]

A largura da zona de fusão e o crescimento do grão podem ser controlados pela potência do laser e pela velocidade de soldadura [54]. O gráfico da Figura 104 ilustra a relação entre a espessura de material a soldar e a velocidade de soldadura a adotar, para a liga Ti-6Al-4V, para duas potências de laser diferentes.

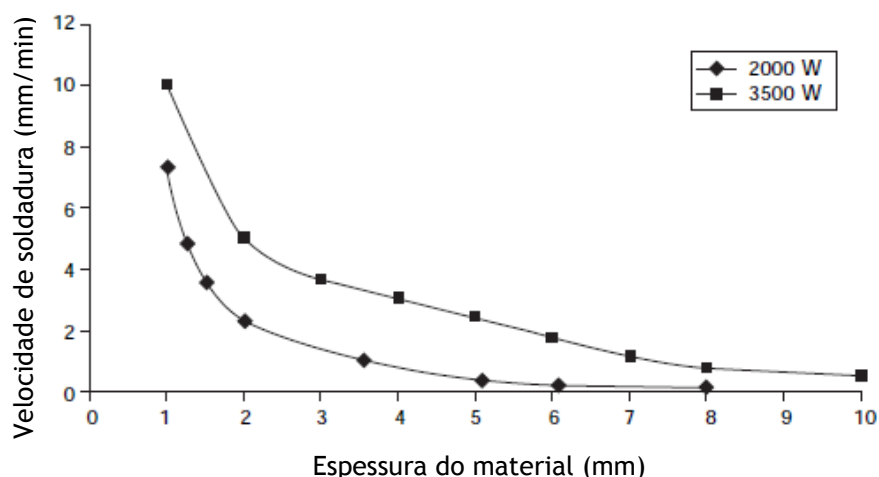


Figura 104 - Velocidade de soldadura vs espessura do material para a liga Ti-6Al-4V.

Fonte: Adaptado de [54]

Um dos objetivos do trabalho de DebRoy [87] foi avaliar o efeito da velocidade de soldadura na qualidade do cordão. Para isso utilizou um laser contínuo Nd:YAG com potência de 4 kW para realizar soldaduras na superfície de uma placa de Ti-6Al-4V com 4 mm de espessura, fazendo variar a velocidade de soldadura entre os 3 e os 6 m/min. O autor constatou que, para todos os casos, as zonas de fusão eram simétricas em relação ao eixo do laser, e foram obtidas soldaduras com penetração total para velocidades inferiores a 6 mm/min. A largura do cordão de soldadura diminuiu à medida que a velocidade de soldadura aumenta, aumentando assim o rácio penetração/largura, o que significa melhor qualidade de soldadura (Figura 105) [87]. A partir dos 5 mm/min o rácio diminuiu pois, com o aumento da velocidade a partir deste valor, o calor introduzido na peça também diminuiu [87].

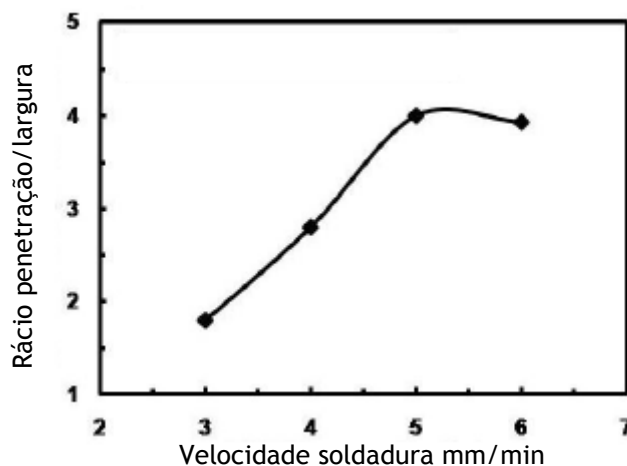


Figura 105 - Rácio penetração/largura do cordão em função da velocidade de soldadura

Fonte: Adaptado de [87]

A Figura 106 mostra que, de facto, para uma velocidade de 6 mm/min, apesar do rácio ser maior do que o obtido para uma velocidade de 4 mm/min, não existe penetração total [25].

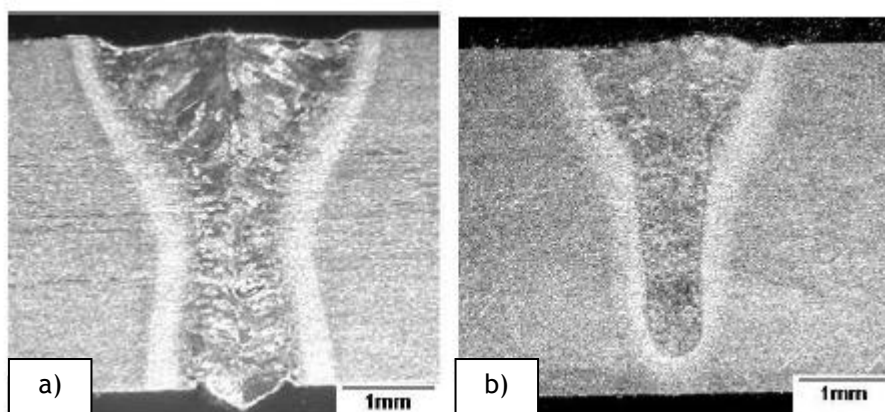


Figura 106 - Macrografia da secção transversal de um cordão obtido por laser em placas de Ti-6Al-4V com 4mm de espessura, utilizando diferentes velocidades de soldadura: a) 4mm/min; b) 6mm/min

Fonte: Adaptado de [87]

Para evitar contaminação e fragilidade da soldadura, os gases de proteção devem ter um elevado grau de pureza. No caso da soldadura laser de titânio apenas o hélio e o argon são utilizados [82]. O gráfico da Figura 107 apresenta o efeito da contaminação do oxigénio na proteção gasosa utilizando o argon, durante a soldadura laser de Ti CP.

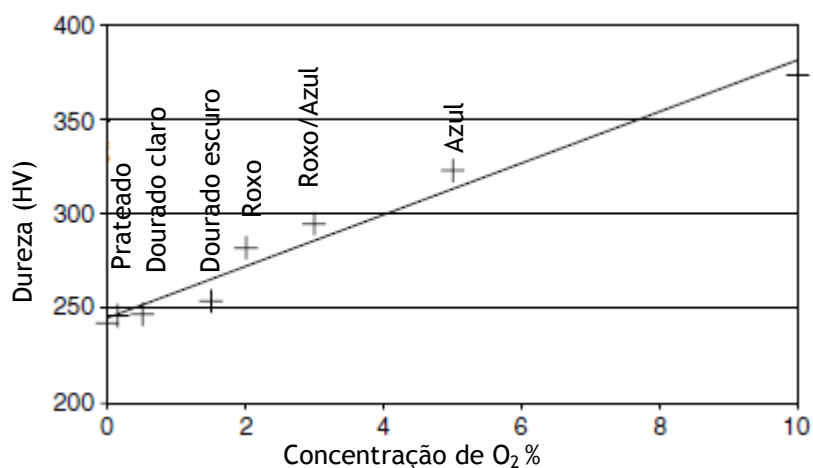


Figura 107 - Influência da concentração de oxigênio na cor e dureza na soldadura laser de chapas de Ti CP com 0.5mm de espessura.

Fonte: Adaptado de [82]

A influência do tipo de gás de proteção também foi testada por DebRoy [87], utilizando as mesmas condições de ensaio para o hélio e para o argônio. O autor verificou que a utilização do argônio como gás de proteção leva à formação de cordões de soldadura, cujo seu aspeto não é uniforme em termos de cor, podendo revelar algum tipo de contaminação. Por outro lado, o hélio apresenta melhor aspeto e com uma cor mais aproximada do prateado. Ambos os gases testados eram de elevada pureza.

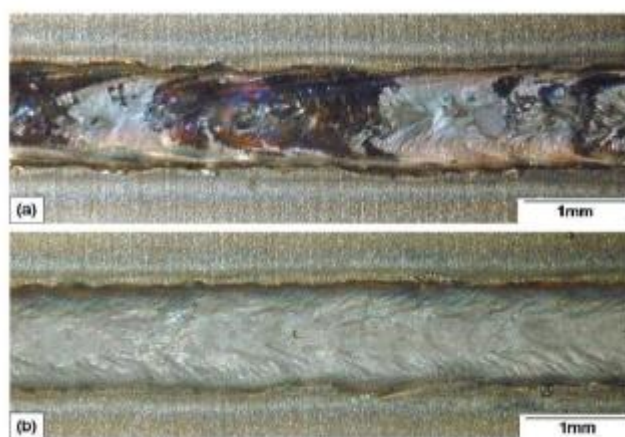


Figura 108- Influência do gás de proteção na soldadura laser: a) argônio b) hélio

Fonte: [87]

As ligas de titânio geralmente não são consideradas sensíveis à fissuração, durante a solidificação da soldadura, desde que esta tenha sido devidamente protegida e apresente baixos níveis de concentração de impurezas [82].

7.6.2.1 Influência na microestrutura e nas propriedades mecânicas

Nos últimos anos, tem havido um aumento do interesse na utilização da soldadura laser para o titânio. Existem vários estudos sobre a otimização dos parâmetros da soldadura laser e caracterização das propriedades mecânicas e microestruturas obtidas por este processo, quando aplicado à liga Ti-6Al-4V. Apesar da enorme variedade, apenas serão abordados aqueles que utilizaram laser do tipo Nd:YAG.

DebRoy [87] no mesmo estudo já referido anteriormente, comparou as microestruturas e as propriedades mecânicas obtidas pela soldadura laser e soldadura TIG. A microestrutura da zona de fusão da soldadura laser foi caracterizada por possuir grãos grandes β , contendo lamelas α bastante refinadas, α martensítica (Figura 109). Os grãos β desenvolveram-se após a solidificação do material. Por outro lado, a elevada taxa de arrefecimento associada à soldadura laser fez com que a fase β se transformasse em fase α martensítica [87]. A zona afetada pelo calor tem uma microestrutura semelhante à do material base, consistindo numa mistura de α equiaxial fina, delineada por β intragranular [87]. Em relação à microestrutura obtida pelo processo TIG, a zona de fusão apresenta uma estrutura grosseira acicular, devido ao arrefecimento mais lento. A ZAC é constituída por uma mistura de α primário com β , contendo α acicular. Além disso, é mais larga do que a ZAC no processo de soldadura laser [87].

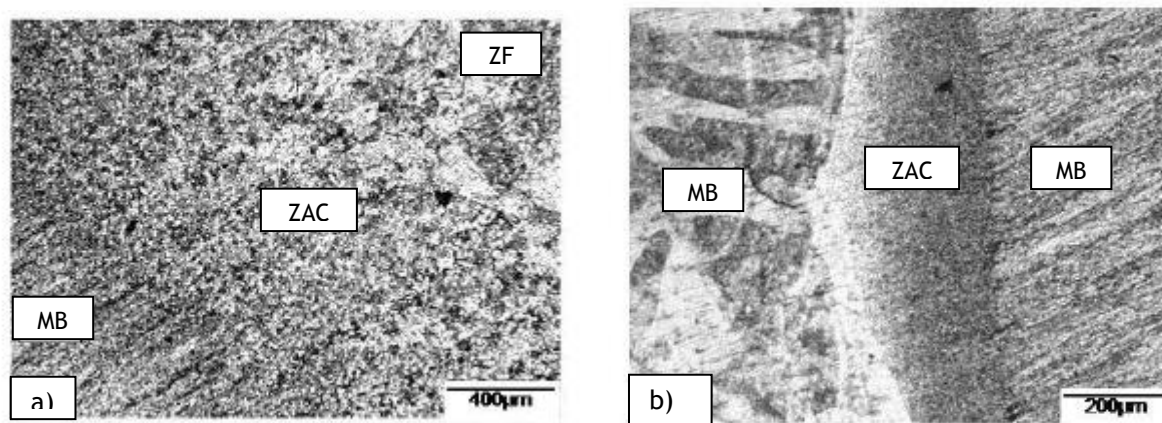


Figura 109 - Microestruturas do material base (MB) zona afetada pelo calor (ZAC) e zona de fusão (ZF) das soldaduras: a) TIG; b) Laser

Fonte: Adaptado de [87]

Em relação às propriedades mecânicas, a dureza da zona fundida e da ZAC da soldadura laser são significativamente mais elevadas do que as da soldadura TIG, devido à quantidade de fase α martensítica, resultante do arrefecimento rápido [87]. A tensão limite elástico também evidencia a presença de fase α martensítica, pois o seu valor é ligeiramente superior ao do material base (ver Tabela 32).

Tabela 32-Tensão limite elástico para o material base e juntas soldadas por laser contínuo e TIG, em Ti-6Al-4V com 4 mm de espessura.

Fonte: Adaptado de [87]

	Tensão limite elástico [MPa]
Material base	947
Soldadura Laser	943
Soldadura TIG	899

Gao, et al. [88] também caracterizaram as microestruturas e o comportamento mecânico de juntas soldadas por laser e por TIG. A diferença entre o estudo de Gao, et al. para o de DebRoy, é que os autores utilizaram um laser pulsado Nd:YAG para soldar chapas de Ti-6Al-4V com 0,8 mm de espessura. Para além da análise microestrutural e das propriedades mecânicas, avaliou-se a distorção causada pelo calor imposto nas chapas pelos processos de soldadura. Os autores verificaram que tanto a distorção angular, como a flexão longitudinal das chapas, é bastante superior na soldadura TIG do que na soldadura laser, como se pode observar na Figura 110.

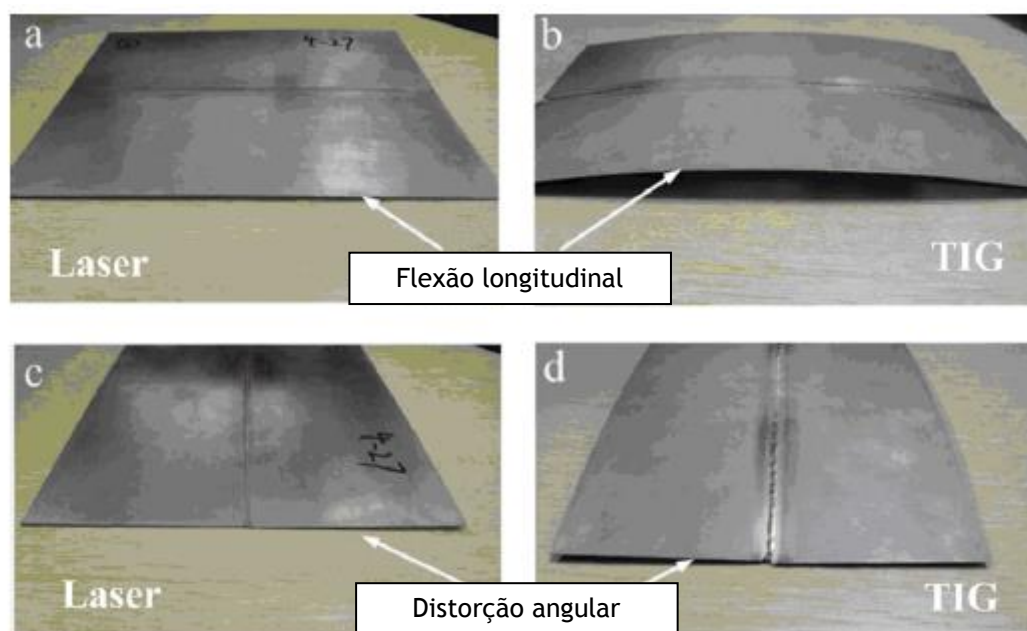


Figura 110 - Distorções após soldadura: a) flexão longitudinal por laser; b) flexão longitudinal por TIG; c) distorção angular por laser; d) distorção angular por TIG

Fonte: Adaptado de [88]

Na Figura 111, encontram-se as microestruturas da zona de fusão obtidas por Gao, et al. [88] pelos dois processos de soldadura. Em ambos os processos ocorreu a formação de fase α acicular martensítica e, no caso da junta por soldadura TIG, existe fase α martensítica no contorno dos grãos β , devido à menor taxa de arrefecimento [88]. A microestrutura da junta obtida por laser é completamente constituída por fase α martensítica acicular [88].

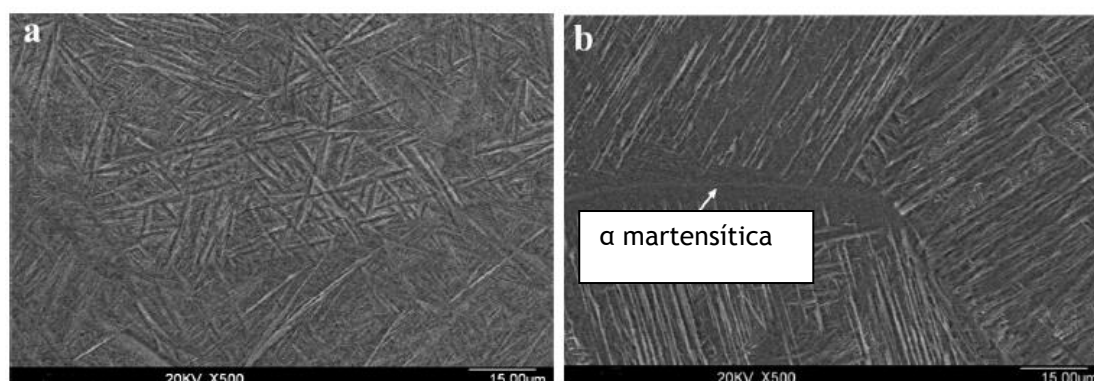


Figura 111 - Microestruturas da zona de fusão de juntas de Ti-6Al-4V com 0.8 mm de espessura obtidas por: a) laser; b) TIG

Fonte: Adaptado de [88]

A ZAC da junta de soldadura por laser é mais estreita do que a ZAC na soldadura TIG. Além disso, o seu gradiente de dureza também é bastante maior [88]. A dureza média obtida para a zona de fusão foi 364 HV, e o do material base 324 HV [88]. Enquanto na soldadura por TIG, a zona de fusão e a ZAC obtiveram valores de 311 HV e 324 HV, respectivamente [88].

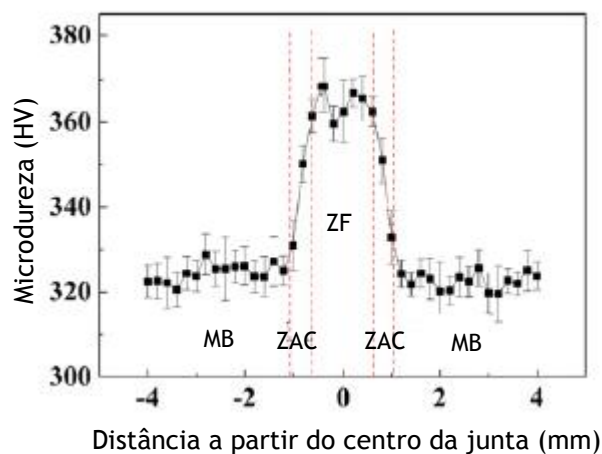


Figura 112- Perfil de microdurezas ao longo da junta de soldadura obtida por laser, em Ti-6Al-4V com espessura de 0,8 mm.

Fonte: Adaptado de [88]

7.7 Soldadura por feixe de elétrons

A soldadura por feixe de elétrons consiste em bombardear a junta a ser soldada por um intenso feixe de elétrons de elevada tensão [1]. Os elétrons de um filamento aquecido são emitidos por um cátodo e atraídos por um ânodo, que os deixa passar através de uma pequena abertura [53]. Uma bobine gera um campo magnético que transporta os elétrons até chegarem à junta [53]. Assim que os elétrons chegam à superfície da peça, a sua energia é convertida em energia térmica e ocorre a penetração [1]. Contudo, nem todos os elétrons penetram e podem ser emitidos sobre a forma de raios X, radiação térmica e ainda sofrer reflexão [54]. Na Figura 113 é apresentado um esquema da constituição do processo.

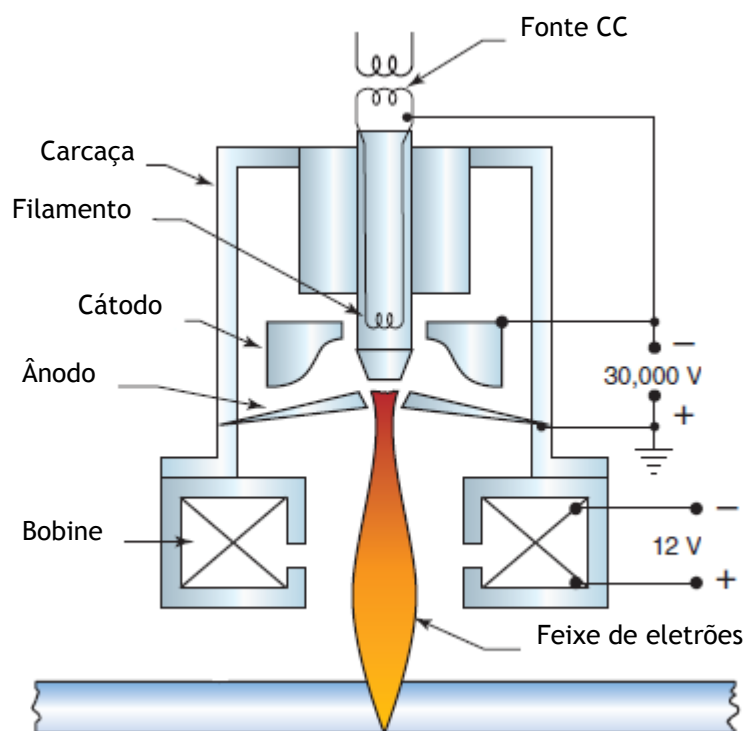


Figura 113 - Soldadura por feixe de elétrons

Fonte: Adaptado de [53]

Por norma, este processo é realizado em vácuo, o que apresenta vantagens, uma vez que evita reações provocadas pelo contacto do ar com a soldadura [58]. Contudo, existem três variantes de vácuo: vácuo elevado (pressão inferior a 10^{-4} mbar), vácuo baixo (pressão inferior a 10^{-2} mbar) e ausência de vácuo (pressão atmosférica). Normalmente, é utilizada uma pressão de 10^{-4} mbar, sendo que este processo é indicado para soldadoras topo-a-topo com espessuras superiores a 250 mm [58]. As principais vantagens deste processo são:

- Pode soldar desde baixas até elevadas espessuras, sendo por isso flexível;
- Como a soldadura é em vácuo, é ideal para soldar metais reativos, como o titânio;
- A solda é estreita e de grande penetração;
- Não necessita de gases de proteção, nem de material de adição.

A soldadura por feixe de eletrões é caracterizada por ter uma densidade energética bastante elevada (superior a 10^6 W/mm^2) e tem a capacidade de realizar soldaduras com maior penetração e mais estreitas (rácio de 50:1), do que as soldaduras com recurso a arco elétrico [54].

7.7.1 Aplicação em titânio e suas ligas

Como já foi referido, o facto da soldadura por feixe de eletrões poder ser realizada em vácuo, permite que, durante a soldadura, o titânio não esteja em contacto com o oxigénio e o azoto, e assim evite a sua fragilização. A liga Ti-6Al-4V pode ser soldada por este processo no estado recozido ou na condição de tratamento por solução e envelhecimento [1].

7.7.1.1 Influência na microestrutura e nas propriedades mecânicas

Num estudo elaborado por Pasang, et al. [89], foram realizados ensaios sobre a soldadura por feixes de eletrões em juntas de topo-a-topo com 1,6 mm de espessura em titânio puro e não foi usado material de adição. As microestruturas referentes à zona de fusão e à ZAC dessas juntas encontram-se na Figura 114.

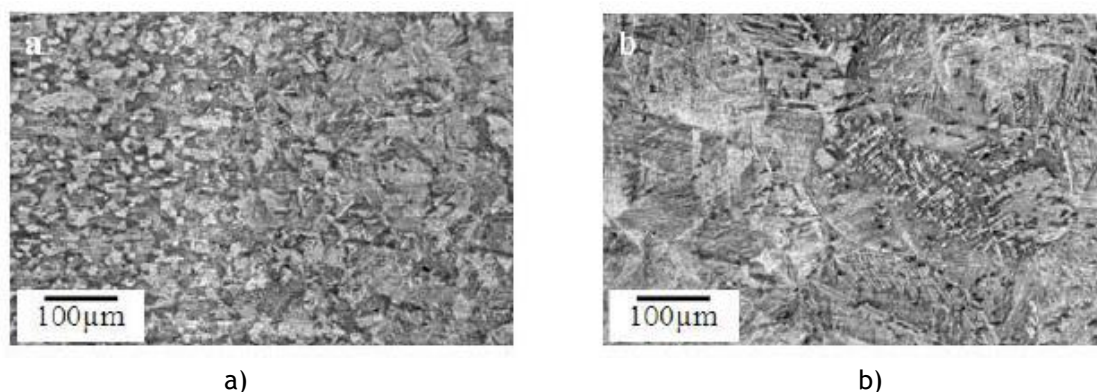


Figura 114 - Microestruturas de juntas de Ti CP obtidas por soldadura por feixe de eletrões: a) ZAC; b) Zona de fusão

Fonte: [89]

A largura da soldadura foi de 2 mm na superfície superior e de 0,8 mm para a superfície inferior. A estrutura do metal base de Ti CP foi caracterizada como equiaxial, com grãos α com 10 μm [89]. Em relação à microestrutura da ZAC e da zona de fusão, Pasang, et al verificaram que houve a formação de fase α acicular e também um crescimento do grão. Na zona de fusão, os grãos passaram a ter uma dimensão acima de 200 μm e α acicular fino com 8 μm (Figura 114 b)) [89].

Em relação às propriedades mecânicas, foram efetuados ensaios de tração, quer em juntas soldadas quer no material base, verificando-se que a zona de fratura dos provetes com soldadura é no material base e não na zona soldada [89]. Pasang, et al. [89] verificaram que há uma maior distribuição da tensão na zona envolvente do cordão, daí a fratura ter ocorrido no material base. A tabela indica os valores obtidos nos ensaios mecânicos para o Ti CP, nas duas condições.

Tabela 33 - Propriedades mecânicas de Ti CP e junta de Ti CP soldada por feixe de eletrões

Fonte: Adaptado de [71]

	Tensão limite elástico (MPa)	Tensão de rotura (MPa)	Extensão após rotura (%)
CP Ti (material base)	630	693	27
CP Ti/CP Ti (junta soldada)	425	550	37

Existem outros estudos que avaliaram a soldadura por feixe de eletrões na liga Ti-6Al-4V, como é o caso do estudo levado a cabo por Balasubramanian, et al. [71]. Estes autores compararam as propriedades mecânicas e caracterizaram microestruturas de juntas de Ti-6Al-4V, soldadas por TIG, feixe de eletrões e ainda por laser. As soldaduras em ambos os processos foram efetuadas em chapas com 5,4 mm de espessura e, posteriormente, maquinadas por eletroerosão a fio de modo a se obterem os provetes para os ensaios mecânicos [71]. A microestrutura do material base consistia em grãos α alongados e β transformados, contendo alguma quantidade fase α acicular, uma microestrutura típica de chapas laminadas [71]. Em relação à microestrutura da junta de soldadura, a zona de fusão revelou fase α acicular cerrada e a ZAC com uma estrutura fina $\alpha + \beta$ (Figura 115) [71]. As propriedades mecânicas obtidas nas soldaduras por feixe de eletrões constam na Tabela 34, e são comparadas com as obtidas por TIG. A resistência mecânica das juntas obtidas por feixe de eletrões é cerca de 6% superior à obtida por TIG, devido à presença de uma estrutura fina de fase α acicular e da elevada dureza (509 HV) [71].

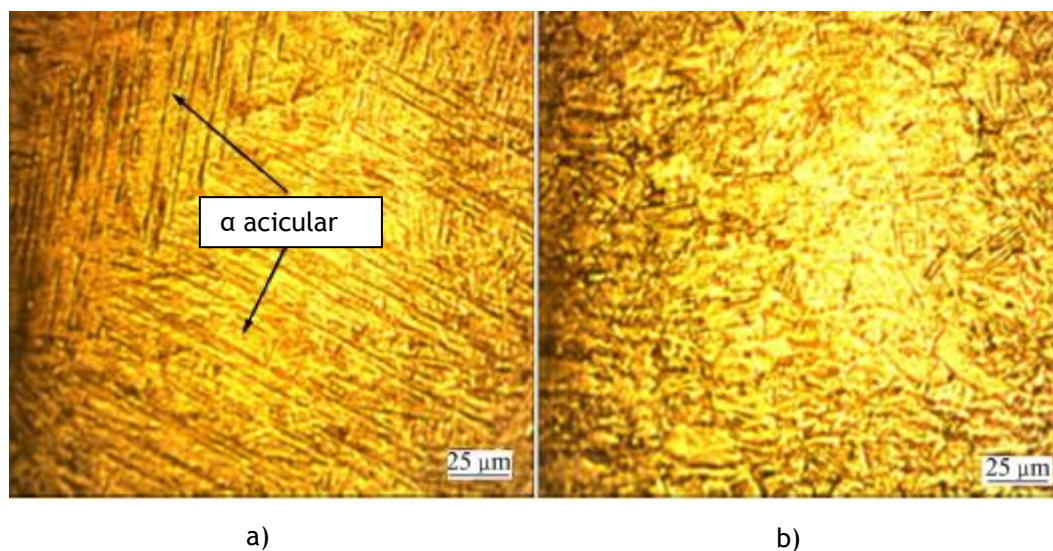


Figura 115 - Microestruturas de juntas de Ti-6Al-4V obtidas por soldadura por feixe de elétrons: a) Zona de fusão; b) ZAC

Fonte: Adaptado de [71]

Tabela 34- Comparação das propriedades mecânicas das juntas soldadas por feixe de elétrons e por TIG.

Fonte: Adaptado de [71]

Processo soldadura	Tensão limite elástico (MPa)	Tensão de rotura (MPa)	Extensão após rotura (%)
Feixe de elétrons	960	1000	8
TIG	893	939	10

Novos estudos têm sido realizados na área da soldadura por feixe de elétrons, mas sem recurso a vácuo elevado (10^{-4} mbar). A utilização de pressões na ordem dos 0,1-10 mbar têm demonstrado boa fiabilidade em soldar Ti-6Al-4V na gama de espessuras 6,35-50,5 mm, sem evidências de contaminações no metal fundido, mas com alguma oxidação superficial, que é minimizada com recurso à proteção gasosa pelo hélio [90]. Contudo, ainda não há dados e testes às propriedades mecânicas suficientes para que este método seja utilizado em aplicações de engenharia e na indústria aeronáutica [90].

7.8 Soldadura por fricção

A soldadura por fricção tem mais de 20 variantes, contudo só algumas são aplicadas à soldadura de titânio e suas ligas [73]. A grande vantagem deste tipo de soldadura é poder juntar diferentes materiais, o que não é possível na soldadura por fusão e, além disso, na maior parte dos processos não utiliza gases de proteção [73].

Alguns dos processos aplicados ao titânio e suas ligas são:

- Soldadura por fricção rotacional:
 - Contínua
 - Inércia
- Soldadura por fricção radial;
- Soldadura por fricção linear;
- Soldadura por Friction Stir Welding (FSW).

7.8.1 Soldadura por fricção rotacional

Na soldadura por fricção rotacional de inércia, a energia cinética armazenada num volante é convertida em energia térmica para juntar dois componentes cilíndricos. Uma das peças é fixada ao volante e a outra não é provida de rotação, mas encontra-se ligada a um veio hidráulico [91]. Assim que o volante atinge uma determinada rotação, a peça é desembraiada do motor e é aplicada uma força pelo veio hidráulico para juntar as duas peças. Após este primeiro contacto, a velocidade de rotação vai diminuindo à medida que a energia cinética é convertida em energia térmica, devido ao atrito entre as peças. Trata-se do princípio da conservação da energia. Em relação à soldadura por fricção rotacional contínua, uma peça provida de rotação é pressionada contra uma fixa e, a partir de uma determinada rotação, a peça provida de movimento é forçada a parar. Posteriormente, a força axial do veio hidráulico é aumentada para consolidar a junta [91]. Na Figura 116 encontra-se uma pequena ilustração destes dois tipos de soldadura.

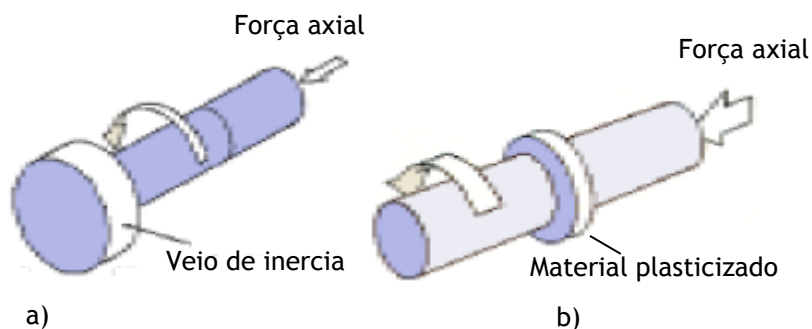


Figura 116 - Soldadura por fricção rotacional: a) inércia; b) contínua

Fonte: Adaptado de [73]

Na zona da junta, forma-se uma camada de material resultante da deformação plástica, que flui para o exterior da junta devido à pressão aplicada. Este material é posteriormente removido, através de processos de maquinação.

Em relação às propriedades mecânicas obtidas por fricção rotacional, na Tabela 35 encontra-se um exemplo das propriedades obtidas em cilindros de Ti-6Al-4V com 13 mm de espessura. Como se pode concluir pela leitura da mesma tabela, as propriedades mecânicas não são significativamente alteradas, em comparação com as características do metal base.

Tabela 35 - Propriedades mecânicas obtidas em Ti-6Al-4V por soldadura por fricção rotacional

Fonte: Adaptado de [73]

Região	Tensão rotura (MPa)	Tensão limite elástico (MPa)	Extensão após rotura (%)
Metal base	949	834	15
Zona fundida	994	854	11

7.8.2 Soldadura por fricção radial

Quando se trata de peças bastante compridas, existem algumas dificuldades em realizar a soldadura por fricção rotacional e, além disso, esta exige que uma das peças tenha rotação. Para ultrapassar estas dificuldades, surgiu o processo de soldadura por fricção radial. Neste processo, os tubos são estacionários e um anel com uma abertura em “V” roda em torno da junta e,

simultaneamente, exerce uma força radial, como ilustrado na Figura 117 [73]. O mandril é colocado para facilitar o processo de soldadura.

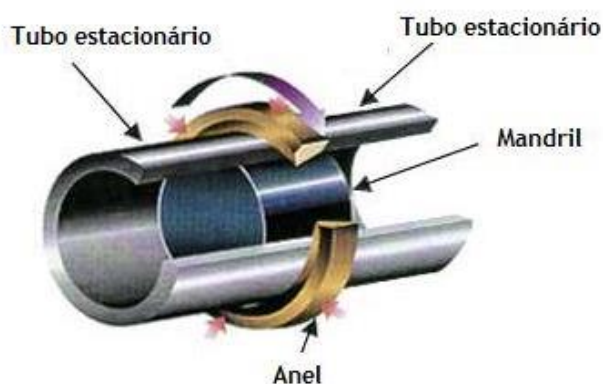


Figura 117 - Princípio da soldadura por fricção radial

Fonte: Adaptado de [73]

Em relação às propriedades mecânicas obtidas por este processo, a Tabela 36 apresenta essas propriedades para a liga Ti-6Al-4V-0,1Ru. A propriedade mecânica que se altera mais significativamente é ductilidade da junta soldada, sendo menor do que a do material base.

Tabela 36 - Propriedades mecânicas obtidas por soldadura por fricção radial na liga Ti-6Al-4V-0,1Ru.

Fonte: Adaptado de [73]

	Tensão limite elástico (MPa)	Tensão rotura (MPa)	Extensão após rotura (%)
Metal base	910	840	14
Junta soldadura	900	820	9

7.8.3 Soldadura por fricção linear

Este método é utilizado para soldar peças por fricção com geometrias não-axissimétricas [1]. O seu princípio de funcionamento consiste em fazer com que uma peça se desloque retilineamente para a frente e para trás, estando sob a ação de uma força perpendicular ao plano de translação [1]. Este tipo de soldadura pode ser utilizado, por exemplo, para unir as lâminas ao rotor do motor de um avião, como ilustrado na Figura 118. Ambas as partes são fabricadas em Ti-6Al-4V.



Figura 118 - Lâmina soldada a um rotor de um motor de avião por soldadura de fricção lineal

Fonte:[1]

Devido ao trabalho plástico da soldadura por fricção, as juntas de soldadura apresentam boa qualidade [1]. A Figura 119 ilustra a microestrutura da ligação entre o rotor e a lâmina, evidenciando uma microestrutura bi-modal do lado rotor e uma microestrutura típica de um revenido do lado da lâmina [1]. Na zona de união existe uma deformação do grão α e um refinamento da microestrutura, exibindo uma maior resistência mecânica e também melhor comportamento à fadiga [1].

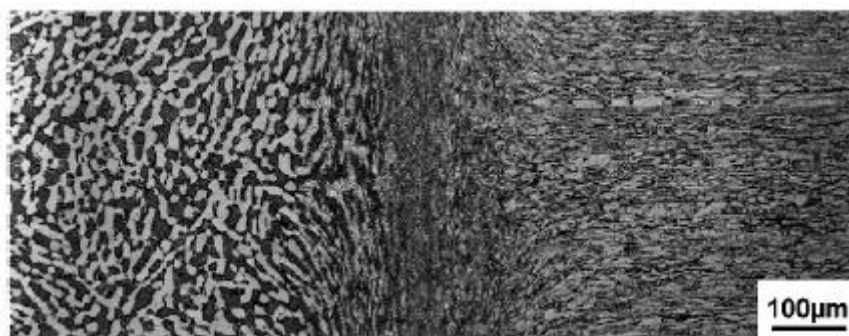


Figura 119 - Microestrutura da junta de soldadura entre a lâmina e o rotor

Fonte: [1]

7.8.4 Soldadura por *Friction Stir Welding (FSW)*

Este método de soldadura foi inicialmente desenvolvido para o alumínio, mas ao longo dos últimos anos tem-se estendido para outros metais, como as ligas de titânio e níquel [90]. O desenvolvimento deste processo para estas ligas foi essencialmente para a construção de motores de avião, nomeadamente para a união de peças e reparações [90].

O processo utiliza um cilindro rotacional com um pino, que penetra numa junta topo-a-topo, estando as chapas bem fixas. A base do cilindro exerce uma força na superfície, à medida que se vai deslocando linearmente. O calor desenvolvido pela fricção é suficiente para amolecer o material e, desta forma, é criada a ligação entre as duas chapas. O pino garante que haja penetração total, caso contrário, a penetração seria apenas superficial [92]. Uma placa é colocada na parte inferior da junta, para garantir que o material amolecido não escape da mesma. Para materiais com mais de 25 mm, por norma são soldados dos dois lados [58]. A Figura 120 ilustra de forma elucidativa o princípio deste processo.

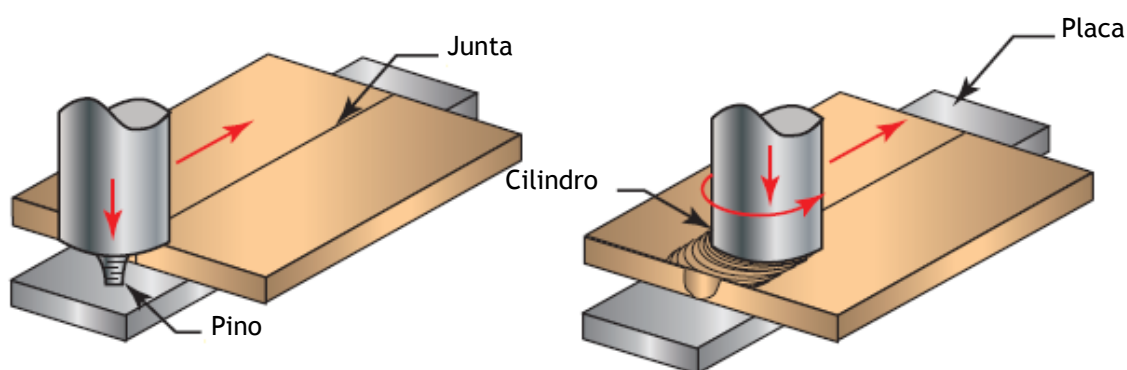


Figura 120 - Princípio de funcionamento da soldadura Friction Stir Welding (FSW)

Fonte: Adaptado de [53]

Segundo Weman [58], algumas das vantagens da utilização deste processo são:

- A junta tem excelente resistência à fadiga;
- O calor fornecido à peça é baixo e, por isso há menores distorções e tensões residuais;
- Propriedades mecânicas melhores do que as obtidas com os processos por arco;
- Pode ser utilizado na maior parte das ligas, mesmo nas mais sensíveis à fissuração durante a soldadura por fusão.

7.8.4.1 Influência na microestrutura e nas propriedades mecânicas

Como este processo tem elevada aplicabilidade na indústria aeronáutica, existem vários estudos que abordam a sua influência nas microestruturas e propriedades mecânica das juntas, em especial na liga Ti-6Al-4V. Um estudo conduzido por Esmaily, et al. [93], averiguou a alteração microestrutural de juntas topo-a-topo de Ti-Al-4V com 4 mm de espessura, utilizando o processo de soldadura TIG e FSW. Para cada um destes processos, foram realizados ensaios com diferentes intensidades de corrente para o processo TIG, e diferentes velocidades de rotação para o processo de fricção. Foi traçado um perfil de temperaturas e, na maior parte dos ensaios, ultrapassou-se a temperatura de transformação B. No gráfico da Figura 121 encontra-se o perfil dessas temperaturas para alguns dos ensaios.

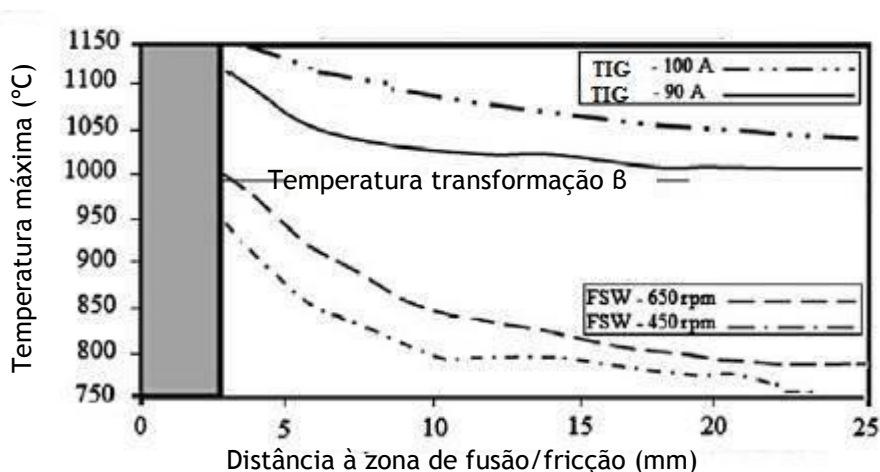


Figura 121 - Perfil de temperaturas para os processos de soldadura TIG e FSW

Fonte: Adaptado de [93]

Acima dos 450 rpm, todos os ensaios atingiram temperaturas superiores à temperatura de transformação B [93]. A microestrutura da zona de fricção, utilizando 650 rpm, é formada por grãos B, fronteiras de grão α e ainda por fases α e B lamelar nos grãos B (Figura 122 a)) [93]. Para maiores velocidades, ocorre um crescimento dos grãos B e das colónias α (Figura 122 b)) [93]. Uma microestrutura bi-modal foi obtida para uma velocidade de rotação de 450 rpm e revelou a presença de inclusões de tungsténio provenientes do cilindro ferramenta. Também conclui que, para velocidades de rotação superiores a 650 rpm, devido ao aumento do calor introduzido e às velocidades de arrefecimento superiores às da soldadura TIG, ocorre a formação de fase α martensítica.

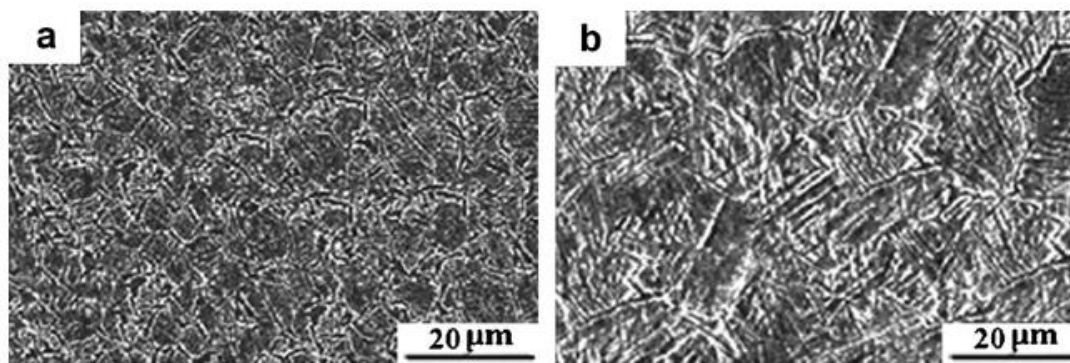


Figura 122 - Microestruturas obtidas por FSW na zona de fricção utilizando: a) 650 rpm; b) 750 rpm

Fonte: [93]

A soldadura FSW também já foi alvo de estudos para soldar juntas de grandes espessuras. Cotton [94] elaborou um trabalho no qual utilizou o processo de soldadura FSW, para placas de Ti-6Al-4V com 25 mm de espessura, e caracterizou a microestrutura obtida, bem como as propriedades mecânicas. A Figura 123 revela a macroestrutura da soldadura e, como se pode constatar, ocorreu penetração total e não foram encontrados quaisquer tipos de defeitos. A largura do cordão é relativamente grande quando comparada com outros processos, mas para soldar uma espessura tão elevada foi necessário recorrer a um cilindro de grandes dimensões, de modo a se obter penetração total [94].

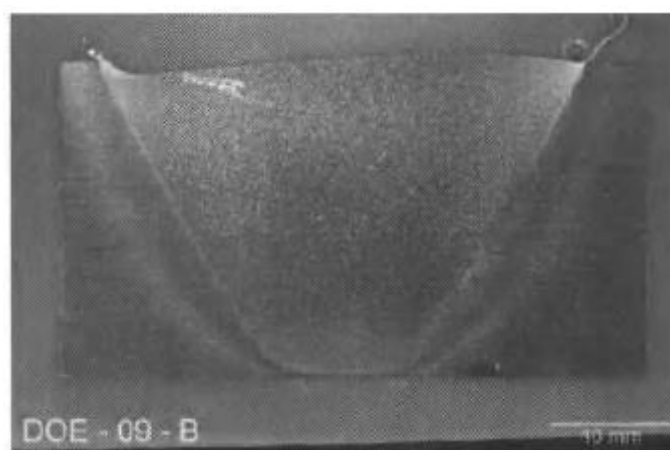


Figura 123 - Macroestrutura de uma junta de Ti-6Al-4V com 25 mm de espessura soldada por FSW

Fonte:[94]

A análise microestrutural revelou grãos β largos com fronteiras de grão de fase α , e ainda colónias de fase α lamelar no interior dos grãos β (Figura 124).



Figura 124 - Microestrutura da junta de Ti-6Al-4V soldada por FSW

Fonte: [94]

Por fim, os ensaios de tração efetuados mostraram que a tensão limite elástico e tensão de rotura da junta soldada são inferiores às do material base, cerca de 6% e 3%, respetivamente [94]. Além disto, a ductilidade também foi afetada, dado que houve uma redução de 4,5% na deformação da junta soldada, em relação ao material base [94].

Tabela 37 - Propriedades mecânicas do material base e da junta soldada por FSW, ambos em Ti-6Al-4V

	Tensão limite elástico (MPa)	Tensão de rotura (MPa)	Extensão após rotura (%)
Metal base	969	1022	12
FSW	905	990	14

7.9 Soldadura por resistência

A soldadura por resistência ocorre quando calor é gerado por resistência à corrente elétrica, entre duas superfícies em contacto sob pressão [1]. Para que a fusão ocorra, é necessário uma corrente com elevada intensidade, mas baixa tensão [53]. O material é aquecido até atingir um estado plástico, e é forçado um contra o outro para estabelecer a união [53]. Das diversas variantes deste tipo de soldadura, as que mais se aplicam ao titânio e suas ligas são: soldadura por resistência do tipo pontos e soldadura por resistência do tipo costura [57].

A aplicação destes dois tipos de soldadura nas ligas de titânio tem uma série de requisitos e especificações em comum. As superfícies a soldar devem estar em bom estado, para garantir a resistência da soldadura e os pontos não serem fragilizados por contaminação [57]. Os elétrodo são em cobre em ambos os processos e, no caso da soldadura por pontos, são de ponta esférica, com um raio de 76 mm [57]. Não são utilizados gases de proteção em nenhuma das situações, porque as superfícies a soldar estão em contacto antes de se iniciar o aquecimento, o tempo de soldadura é inferior a 0,2 s e o arrefecimento é extremamente rápido [57]. Contudo, podem ser utilizados trilhos como protetores gasosos no caso da soldadura do tipo costura [57].

7.9.1 Soldadura por resistência do tipo pontos

O princípio deste tipo de soldadura é semelhante ao que foi descrito anteriormente. Apenas se acrescenta que, como o próprio nome indica, a região onde se dá a ligação das peças tem a forma de um ponto. A forma e o tamanho do ponto dependem também da forma e tamanho do elétrodo. É através deste elétrodo que a corrente passa e é exercida a força de aperto entre as duas peças. O ciclo deste tipo de soldadura, ilustrado na Figura 125, começa com o aperto das duas chapas pelos elétrodo, sendo que depois a corrente é ligada. Durante o tempo em que a corrente é ligada, ocorre a fusão do material e a pressão é mantida. Por fim, a corrente é desligada, mas a pressão é mantida para ligar o metal enquanto arrefece.

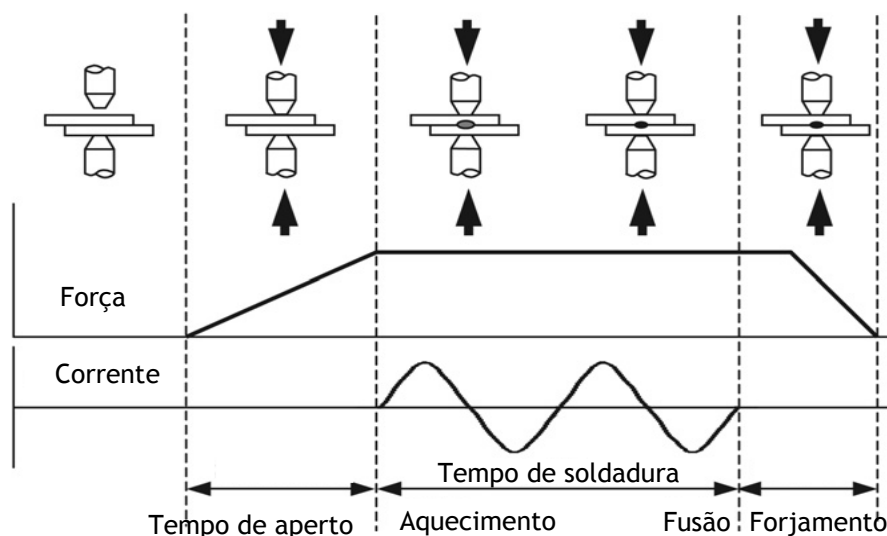


Figura 125 - Ciclo da soldadura por resistência do tipo pontos

Fonte: Adaptado de [95]

7.9.1.1 Influência na microestrutura e nas propriedades mecânicas

De forma a avaliar a influência dos parâmetros neste processo de soldadura, como o tempo de corrente, força exercida pelos eletrodos e o ambiente em que decorre a soldadura, Kahraman [95] realizou um estudo neste campo. O autor utilizou chapas de Ti CP grau 2 e realizou ensaios utilizando diferentes forças de aperto. Além disso, para cada força, variou o tempo de corrente e o ambiente, ou seja, com e sem proteção gasosa.

Na Figura 126 pode observar-se duas microestruturas de soldaduras efetuadas em diferentes condições, mas com o mesmo tempo de corrente. Na Figura 126 a) a soldadura foi obtida utilizando uma força de 2000 N e ao ar, enquanto a Figura 126 b) foi com recurso a 6000 N e com proteção gasosa por argon [95]. Verificou-se que, com a utilização de gás e o aumento da força dos eletrodos, os poros diminuíam e, até mesmo, deixaram de se formar (Figura 126 b)) [95].

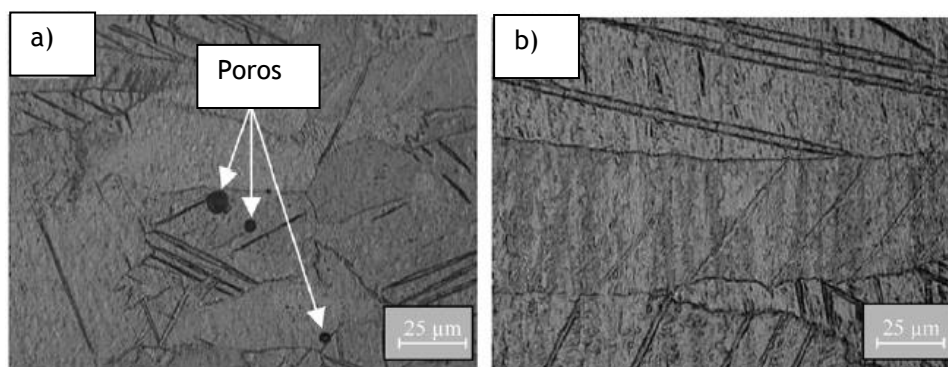


Figura 126 - Microestruturas de juntas de Ti CP grau 2 soldadas por resistência por pontos, em diferentes condições: a) 2000 N e ar; b) 6000 N e árgon

Fonte: Adaptado de [95]

Para além do efeito nos poros, também a utilização de forças mais elevadas fez com que o grão crescesse, relativamente aos grãos obtidos com a utilização de uma força menor [95]. Este fenómeno é devido ao maior calor colocado sob a peça pelas forças mais elevadas.

Em relação às propriedades mecânicas obtidas, o parâmetro que mais influencia a resistência da soldadura é o tempo de corrente, seguida pela força do eléctrodo [95]. O valor máximo de tensão obtido foi cerca de 350 MPa, para uma soldadura realizada com 6000 N, proteção gasosa e maior tempo de corrente [95]. A dureza máxima obtida foi na zona do metal fundido, e o gás de proteção não teve qualquer influência nesse valor [95].

7.9.2 Soldadura por resistência do tipo costura

O processo é idêntico à soldadura por pontos, mas com a diferença de que são utilizados rolos como eléctrodos, e as peças passam entre os dois rolos, semelhante ao que acontece num processo de laminagem. Enquanto na soldadura por pontos estes estão distanciados uns dos outros, na soldadura do tipo costura os pontos chegam a sobrepor-se, criando um efeito de costura contínua, como ilustrado na Figura 127 [53].

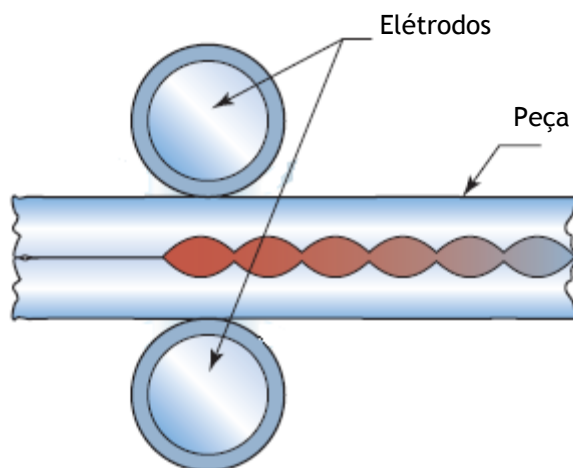


Figura 127 - Princípio da soldadura por resistência do tipo costura

Fonte: Adaptado de [53]

7.9.2.1 *Influência na microestrutura e nas propriedades mecânicas*

Algumas experiências foram realizadas utilizando este tipo de soldadura, nomeadamente no fabrico de reservatórios de pressão em titânio. Uma dessas experiências é relatada no trabalho de Liu, et al. [96]. Nesse trabalho, foram utilizados tubos de Ti CP grau 3 e produzidas soldaduras radiais.

A Figura 128 ilustra a microestrutura da região transversal da soldadura obtida e, da esquerda para a direita, observam-se três zonas: metal base, ZAC e zona de fusão. A microestrutura do metal base é equiaxial, constituída por grãos α finos, com cerca de $7,7\ \mu\text{m}$ [96]. Na zona de fusão, a microestrutura é lamelar e composta por fase α martensítica [96].



Figura 128 - Microestrutura de uma junta de Ti CP grau 3 obtida por soldadura por resistência do tipo costura

Fonte: [96]

Relativamente às propriedades mecânicas obtidas (Tabela 38), a tensão de rotura e a dureza são maiores na zona de fusão do que no metal base.

Tabela 38 - Propriedades mecânicas da junta de Ti CP grau 3, obtida por soldadura de resistência do tipo costura

Fonte: Adaptado de [96]

	Tensão de rotura (MPa)	Dureza (HV)
Metal base	560	204
ZAC	-	221
Zona de fusão	582	233

8 Procedimento Experimental, Apresentação e Discussão de Resultados

Dos processos de soldadura abordados anteriormente, a soldadura laser e a soldadura TIG são os que reúnem as melhores condições para poderem ser utilizados na soldadura de titânio. Ambos podem ser utilizados em diversas geometrias, embora o laser tenha maior precisão e consiga um maior detalhe que a soldadura TIG. Por outro lado, os processos por fricção e resistência são mais limitados na geometria das peças a soldar, sendo mais utilizados em formas simples, como chapas ou tubos. Para além disto, a disponibilidade dos equipamentos também é um fator a ter em conta. Equipamentos de soldadura como MIG e TIG são mais comuns na maior parte das indústrias, pois são utilizados noutros metais mais comuns, como é o caso do alumínio e dos aços.

O tema deste trabalho foi proposto pela empresa Zollern & Comandita, especializada na fundição por cera perdida. Embora esta empresa recorra à soldadura TIG para reparar defeitos das peças vazadas, nunca foram realizadas reparações em peças de titânio, daí que um dos objetivos deste trabalho passa por abrir caminhos neste campo.

Posto isto, os processos de soldadura testados neste trabalho são a soldadura TIG e laser. É ainda importante realçar que nenhum destes equipamentos existe nas instalações do INEGI, nem a Zollern & Comandita possui soldadores com qualificação para poder soldar titânio pelo processo TIG. Deste modo, todos os ensaios realizados foram feitos exteriormente. As soldaduras TIG foram realizadas na ARSOPI, sediada em Vale de Cambra, um empresa que se dedica à construção de equipamentos para a indústria alimentar, química entre outras. Esta empresa tem uma vasta experiência em soldadura de aços inoxidáveis, alumínio, titânio e outros materiais. As solduras laser foram realizadas no Departamento de Engenharia Mecânica da Universidade de Aveiro.

Em seguida, apresentam-se as linhas guia dos trabalhos experimentais realizados em cada um dos processos de soldadura.

Soldadura TIG

- Caracterização das propriedades mecânicas das juntas soldadas em Ti-6Al-4V;
- Análise microestrutural da junta soldada e influência nas propriedades mecânicas;
- Medição de rugosidades;
- Medição de microdurezas;
- Reparação de uma prótese de anca em Ti-6Al-4V;
- Maquinagem química;

- Levantamento de forma.

Soldadura laser Nd:YAG

- Soldaduras em juntas topo-a-topo e à superfície de uma placa, em Ti-6Al-4V;
- Análise microestrutural da secção transversal da soldadura;
- Influência dos parâmetros de soldadura;
- Medição de microdurezas.

8.1 Material base

Para se realizarem as experiências, tanto na soldadura TIG como na laser, foi necessário adquirir barras de Ti-6Al-4V, provenientes da Allegheny Technologies Europe (ATI Europe). Foram encomendadas três barras com 1000 mm de comprimento, 25 mm de largura e 5 mm de espessura. Estas barras foram enviadas no estado recozido. É essencial caracterizar o material no estado em que foi rececionado, para mais tarde poder tirar mais conclusões acerca da influência dos processos de soldadura. A composição química destas barras, proveniente do certificado do fabricante, pode ser consultada na Tabela 39.

Tabela 39- Composição química das barras de Ti-6Al-4V.

Ti	Al (%)	V(%)	Fe(%)	O(%)	N(%)	C(%)
Bal.	6,77	4,18	0,18	0,141	0,002	0,049

Posteriormente, a barra foi dividida em diversas partes, tendo em conta as experiências a realizar em cada um dos processos de soldadura. A Tabela 40 apresenta a divisão do material realizada de acordo com a finalidade da sua aplicação.

Tabela 40-Distribuição do material base

Nº de partes	Comprimento individual (mm)	Tipo de soldadura	Aplicação
1	20	-	Análise microestrutural do material base
3	205	-	Maquinagem de provetes para caracterização das propriedades mecânicas do material base
8	105	TIG	Maquinagem de provetes para caracterização das propriedades mecânicas das juntas de soldadura
2	20	TIG	Medição da rugosidade e microdurezas em furos reparados por soldadura
6	105	Laser	Caraterização da junta
12	20	Laser	Estudo da influência dos parâmetros de soldadura

As placas para os ensaios de tração foram cortadas com um comprimento ligeiramente superior ao definido pela norma ASTM E-8, para posteriormente, durante a maquinagem dos provetes, as dimensões serem retificadas.

O corte das barras de titânio foi efetuado através de uma máquina de corte metalográfico com sistema de arrefecimento por fluido. A pressão exercida pelo disco de corte sobre a barra foi de 400 kPa. Assim, com um corte mais lento, a precisão de corte é melhorada, o desgaste do disco é menor e o sobreaquecimento é minimizado. Além disso, para ajudar no processo de corte, uma das extremidades da barra foi fixada, e a outra foi colocada em cima de um suporte (ver Figura 129). Deste modo, é restringido o movimento da barra durante o corte.



Figura 129 - Corte do titânio através de disco

8.1.1 Análise microestrutural

Depois de cortada uma parte da barra com 20 mm de comprimento, realizaram-se mais dois cortes para proceder à análise microestrutural do material base. Um dos cortes foi realizado na mesma direção das marcas de laminagem da barra, corte longitudinal, e o outro foi realizado perpendicularmente, corte transversal à laminagem (ver Figura 130).

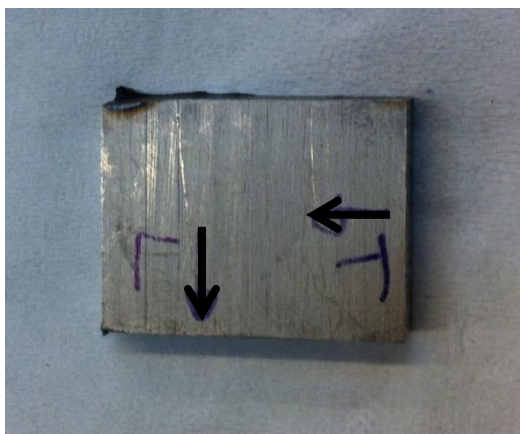


Figura 130 - Cortes no material base para observação das microestruturas: L- longitudinal;
T-transversal

As próximas operações são comuns tanto para o material base, como para todas as outras experiências onde foi realizada análise microestrutural. Trata-se da montagem a quente das amostras, polimento e ataque químico para revelar a microestrutura.

- Montagem a quente

A amostra é colocada na prensa, juntamente com a resina fenólica e é processada a 180° C e a 30 MPa. O resultado final pode ser observado na Figura 131.

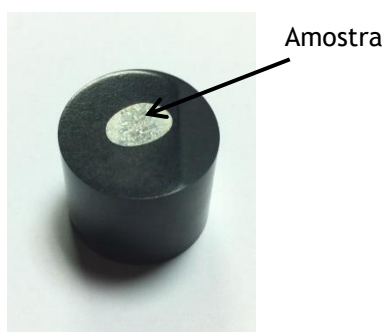


Figura 131 - Amostra montada

- Polimento

Depois de embutida, a amostra passa por uma série de lixas, desde grão mais grosseiro até mais fino, para que toda a sua superfície esteja no mesmo plano. Utilizaram-se lixas da Struers e a sequência foi de 80, 320, 500, 800, 1000, 1200, 2400. As amostras foram montadas num porta-

amostras, que gira no sentido contrário ao da lixa (Figura 132). Após concluída esta fase, o prato que contém a lixa é substituído por um pano de polimento. As amostras passam por este pano com uma pasta de diamante com grão de 3 μm de diâmetro, e depois para um com 1 μm . Durante esta fase são colocadas algumas gotas de suspensão de polimento.

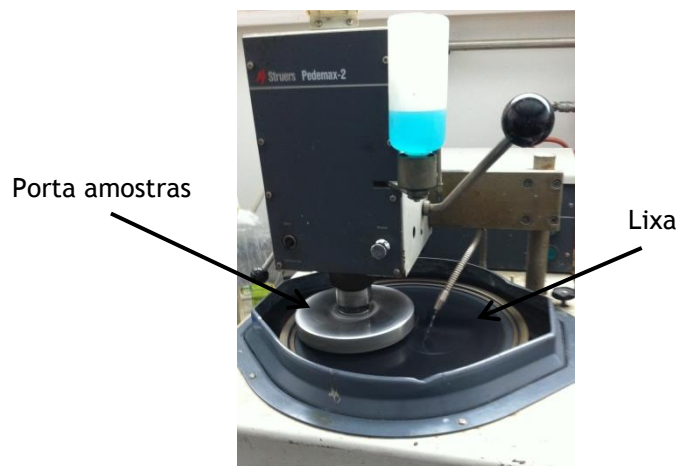


Figura 132 - Polimento das amostras

- Ataque químico

Antes de se realizar o ataque químico, a amostra deve ser bem lavada e seca. O reagente utilizado para revelar a microestrutura designa-se por Kroll e é constituído por uma mistura de 1 ml de ácido fluorídrico, 6 ml de ácido nítrico e 500 ml de água. As amostras são mergulhadas cerca de 1 minuto. Contudo, após vários ataques químicos, a microestrutura encontrava-se difícil de revelar, sendo por isso alteradas as concentrações do reagente. A composição do novo reagente passou a ser uma mistura de 3 ml de ácido fluorídrico com 5 ml de ácido nítrico, em 100 ml de água.

Para a visualização das microestruturas, foi utilizado um microscópio ótico Olympus PMG 3, com sistema de aquisição de dados digital. Na Figura 133 encontram-se as microestruturas referentes ao material base, na longitudinal e na transversal. A Figura 133 a) revela uma microestrutura deformada pelo processo de laminagem, uma vez que os grãos são alongados. A laminagem a quente ocorre na zona $\alpha + \beta$, com temperaturas inferiores à de β -transição, cerca de 50-100°C [1]. Este tipo de microestrutura é muitas vezes designado por “*mill-annealed*”, pois é resultante de uma deformação a quente, seguida de um tratamento térmico de recozimento [1]. A microestrutura da Figura 133 b) tem uma aparência mais equiaxial, pois trata-se do corte transversal dos grãos. A fase mais escura é a fase β intragranular e a fase mais clara é α .

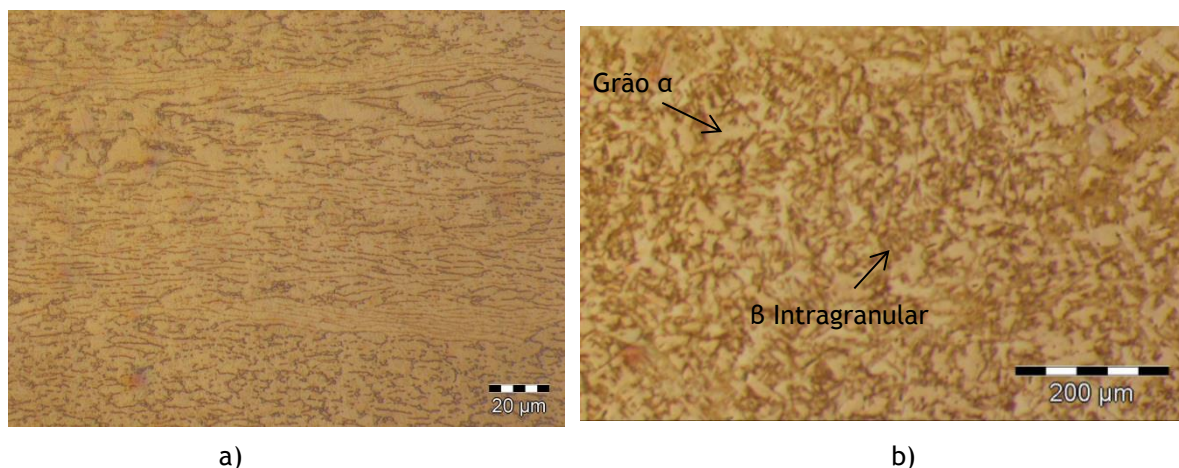


Figura 133- Microestruturas do material base: a) longitudinal b) transversal

8.1.2 Propriedades mecânicas

A partir das barras cortadas com 205 mm de comprimento, foram maquinados 3 provetes para ensaios de tração (ver Figura 134), segundo as dimensões definidas pela norma ASTM E-8 para ensaios de tração de materiais metálicos. Em anexo, encontram-se as dimensões definidas pela norma.



Figura 134 - Provetes do material base para ensaios de tração

Após a maquinagem dos provetes, foram determinadas as dimensões da secção útil do provete, uma vez que é necessário conhecer a área para determinar a tensão. A Tabela 41 apresenta as dimensões da secção útil dos provetes.

Tabela 41- Dimensões da secção útil dos provetes do material base

Provetes	Largura (mm)	Espessura (mm)	Secção útil (mm ²)
1	12,606	5,799	73,10
2	12,600	5,765	72,64
3	12,618	5,748	72,53

Os provetes foram tracionados utilizando a máquina de tração Instron 4507, com um extensómetro de 50 mm e uma velocidade de tração de 2 mm/min. Estas condições aplicam-se a todos os provetes tracionados na realização deste trabalho. O gráfico da Figura 135 apresenta os resultados do ensaio de tração dos 3 provetes de Ti6Al4V e a Tabela 42 resume as propriedades mecânicas mais importantes resultantes da análise do mesmo.

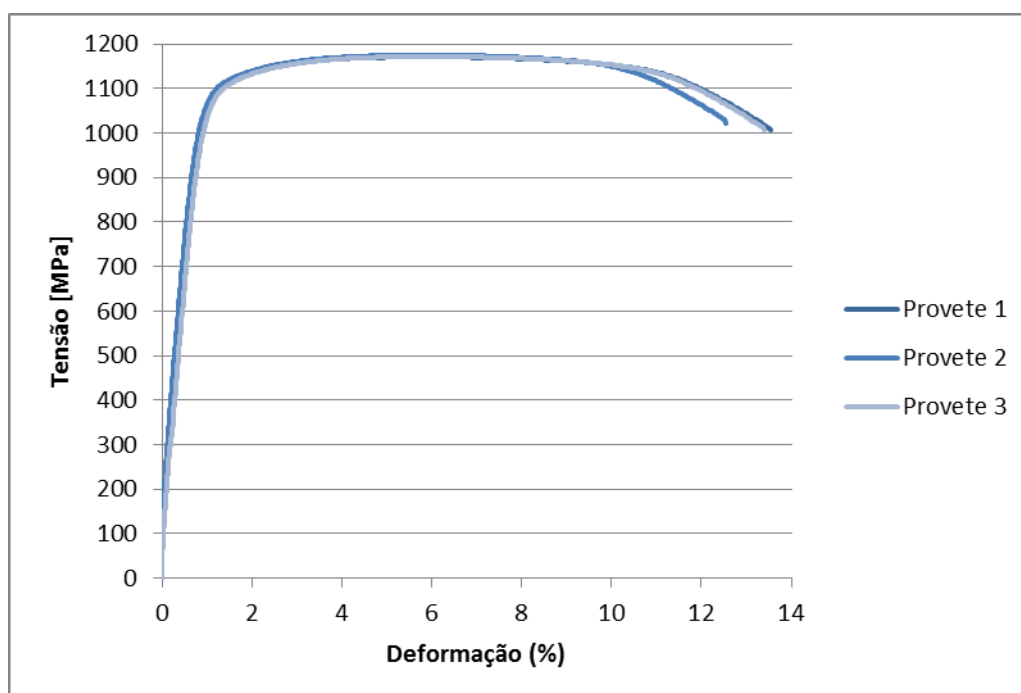


Figura 135 - Curva tensão vs deformação obtida nos ensaios de tração do material base em Ti-6Al-4V

Tabela 42 - Propriedades mecânicas dos provetes do material base

	Tensão limite elástico [MPa]	Tensão de rotura [MPa]	Extensão após rotura (%)
Provete 1	1097	1171	13,5
Provete 2	1097	1175	12,6
Provete 3	1087	1172	13,4
Valores médios	1094	1173	13,2

Como se pode verificar pela análise do gráfico e tabela anteriores, o comportamento mecânico dos provetes é muito semelhante, não se registando diferenças significativas entre eles. Na literatura existem dados sobre as propriedades mecânicas do Ti-6Al-4V, quando está na condição de “*mill-annealed*”. A Tabela 43 compara as propriedades mecânicas de referência para esta condição com as obtidas neste trabalho.

Tabela 43 - Comparação das propriedades mecânicas obtidas para o material com os valores de referência, na condição “*mill-annealed*”

	Tensão limite elástico [MPa]	Tensão de rotura [MPa]	Extensão após rotura (%)
Material base fornecido	1094	1173	13,2
Estado da Arte [42]	945	1069	10

As diferenças entre as propriedades mecânicas obtidas e os valores encontrados na literatura são significativas. A maior diferença encontra-se na deformação, registando-se um aumento de 24,2% em relação ao valor de referência. Para a tensão de rotura e limite elástico, existe uma diferença de 8,7% e 13,6%, respetivamente. Estas diferenças podem ser explicadas pelas condições em que decorreu o recozimento, pois o material pode ser aquecido a 700° C durante 1 hora ou durante 8 horas [1]. Isto faz com que existam diferenças nas microestruturas, como por exemplo o tamanho dos grãos da fase α , afetando deste modo as propriedades mecânicas.

8.2 Soldadura TIG

As barras cortadas para os ensaios de soldadura foram soldadas em juntas de “duplo V” (ver Figura 83 b)). Utilizou-se este tipo de junta para garantir penetração total da soldadura, sendo realizadas multiplas passagens em cada um dos lados da junta. Além disso, foram utilizadas varetas de material de adição, de acordo a norma AWS A5.16/A5.16M: 2013. Como foi referido na secção 7.4.8, a proteção do gás inerte na soldadura é um parâmetro crucial. A soldadura foi realizada com proteção gasosa pela tocha, utlizando um difusor (ver Figura 69) na raiz da soldadura, e ainda por um trilho (ver Figura 84 a)). A utilização do difusor na tocha permite que o gás se distribuia pela peça e não se misture de forma turbulenta com o ar. A proteção na zona da raiz é importante para garantir que não ocorra contaminação pelo ar, uma vez que evita que este se infiltre entre a junta e chegue até ao cordão de soldadura. Por sua vez, o trilho garante que o material soldado arrefeça sob uma atmosfera inerte, até que temperatura seja inferior aos 482° C. Na Figura 136 encontra-se um esquema da proteção gasosa utilizada nas peças soldadas por TIG. Os parâmetros utilizados na soldadura constam na Tabela 44.

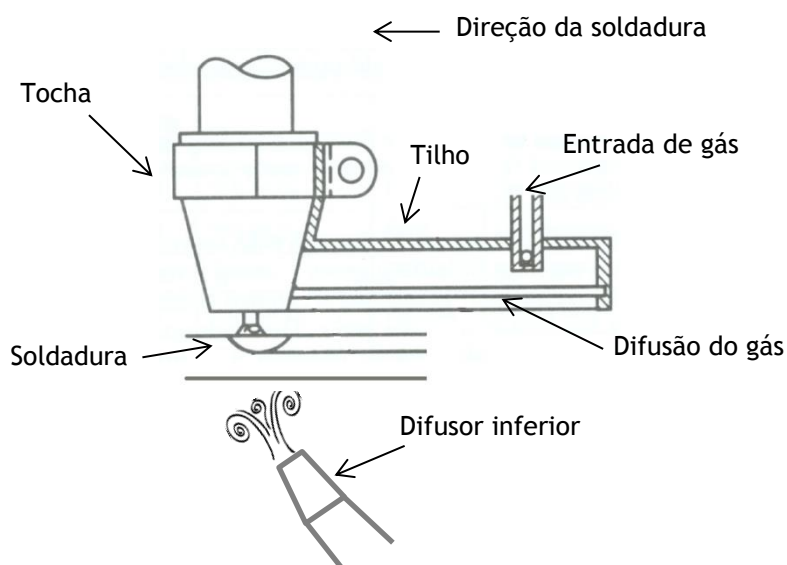


Figura 136 - Proteção gasosa dos provetes de Ti-6Al-4V soldados por TIG

Fonte: Adaptado de [57]

Tabela 44 - Parâmetros utilizados na soldadura TIG

Intensidade de corrente (A)	Gás utilizado	Caudal de gás pela tocha e raiz (l/min)	Caudal de gás do trilho (l/min)	Tipo de eletrodo	Diâmetro das varetas (mm)
80-90	Árgon (99,995%)	15-20	10-15	EWTh-2	1,6 e 3

8.2.1 Propriedades mecânicas

As barras soldadas encontram-se na Figura 137 a). Como se pode observar, o cordão tem um aspeto uniforme, quer com soldaduras recorrendo a uma vareta com 1,6 mm de diâmetro, quer com 3 mm. Comparando a cor das soldaduras com a tabela de cores da figura 91, facilmente se identifica a cor correspondente - prateado polido. Isto significa que a proteção gasosa da soldadura foi perfeita. As barras foram posteriormente maquinadas em provetes para ensaios de tração. A Figura 137 b) apresenta, em vista lateral, uma das barras após ser maquinada em provete de tração. Como se pode observar, a região do cordão de soldadura é praticamente indistinguível do material envolvente, não parecendo que o material foi soldado.

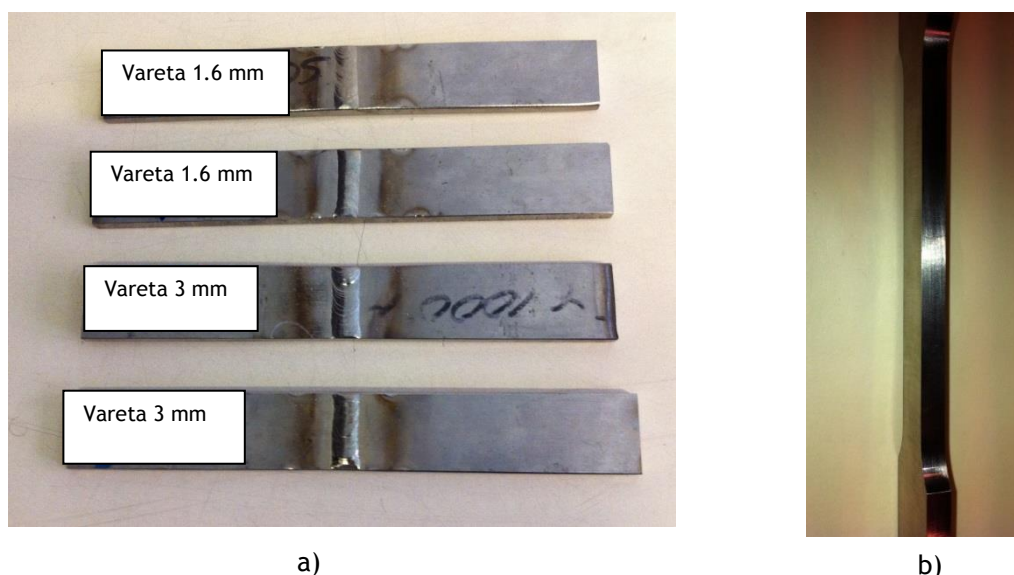


Figura 137 - Provetes para caracterização da junta soldada por TIG: a) após soldadura; b) após maquinagem

As dimensões da secção útil do provete também foram determinadas e, também para estes casos, registou-se uma ligeira diferença em relação às dimensões impostas pela norma. Apesar de terem sido realizados 2 provetes soldados para cada diâmetro de vareta, apenas se irá contabilizar um dos provetes soldados com a vareta de 1,6 mm para a caracterização das propriedades mecânicas obtidas nesta situação. A anulação do outro provete deve-se ao facto de ter ocorrido escorregamento durante o ensaio de tração. A Tabela 45 apresenta as dimensões da secção útil dos provetes.

Tabela 45- Dimensões da secção útil dos provetes soldados por TIG

Diâmetro da vareta (mm)	Provetes	Largura (mm)	Espessura (mm)	Secção útil (mm ²)
1,6	4	12,667	5,193	65,78
3	5	12,656	5,153	65,22
	6	12,685	5,212	66,11

O gráfico da Figura 138 apresenta o resultado do ensaio de tração do provete soldado com a vareta de 1,6 mm, e a Tabela 46 resume as propriedades mecânicas mais importantes resultantes da análise do mesmo.

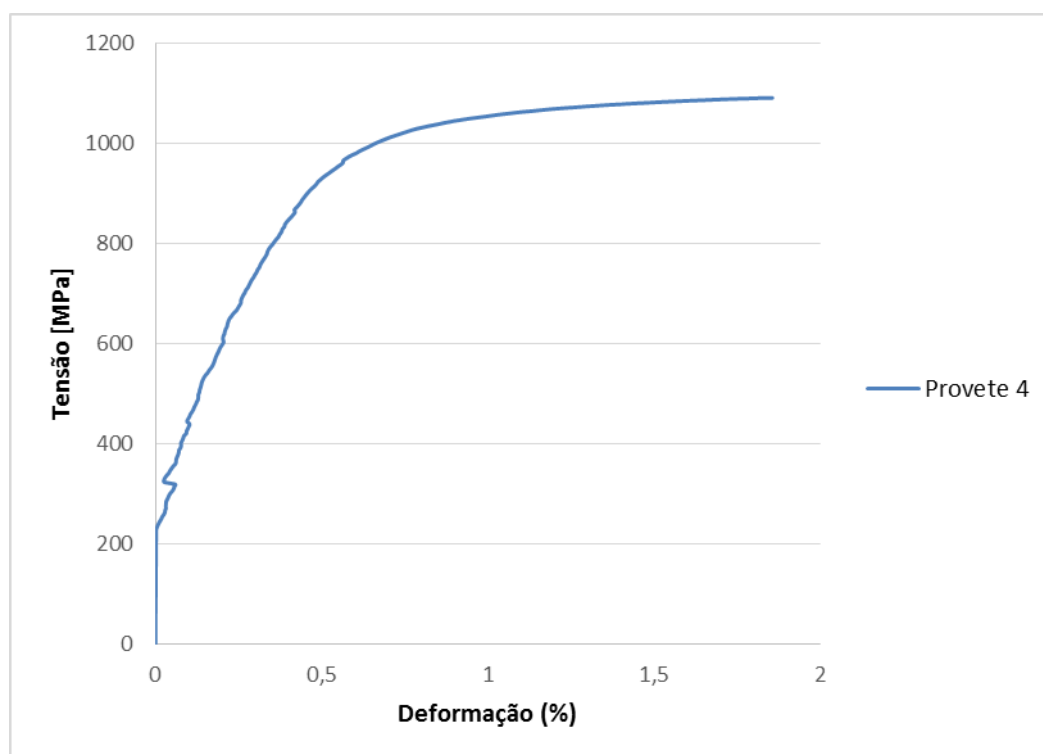


Figura 138- Curva tensão vs deformação obtida no ensaio de tração do provete soldado utilizando a vareta de 1,6mm de diâmetro

Tabela 46 - Propriedades mecânicas do provete soldado utilizando a vareta de 1,6mm de diâmetro

	Tensão limite elástico [MPa]	Tensão de rotura [MPa]	Extensão após rotura(%)
Provete 4	1038	1092	1,9

Em relação às propriedades mecânicas dos provetes soldados utilizando a vareta com 3 mm de diâmetro, o gráfico da Figura 139 apresenta o resultado dos ensaios de tração. A Tabela 47 apresenta as principais propriedades mecânicas resultantes da análise do gráfico.

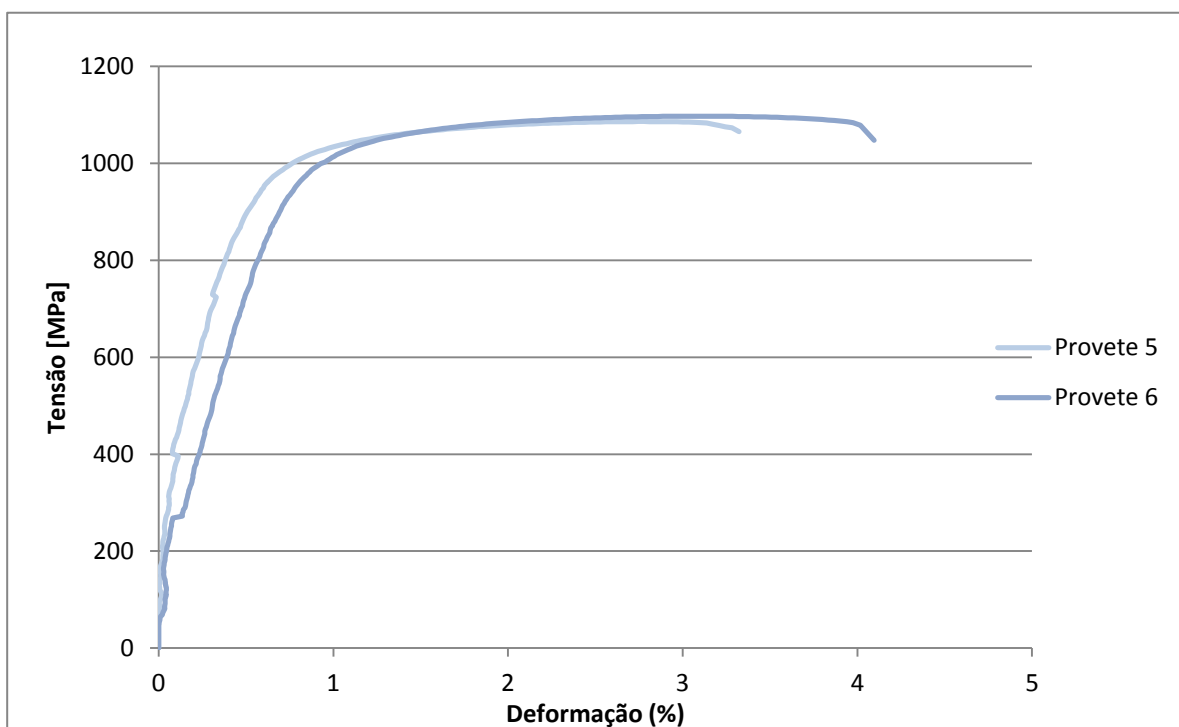


Figura 139 - Curva tensão vs deformação obtida nos ensaios de tração dos provetes soldados utilizando a vareta de 3 mm de diâmetro

Tabela 47 - Propriedades mecânicas do provete soldado utilizando a vareta de 3 mm de diâmetro

	Tensão limite elástico [MPa]	Tensão de rotura [MPa]	Extensão após rotura (%)
Provete 5	1029	1089	3,3
Provete 6	1017	1097	4,1
Valores médios	1023	1093	3,7

8.2.2 Comparação de resultados

De forma a avaliar o efeito do diâmetro do material de adição nas propriedades mecânicas dos provetes soldados, o gráfico da Figura 140 agrupa as curvas dos ensaios de tração para ambas as condições anteriores, possibilitando a comparação das propriedades mecânicas.

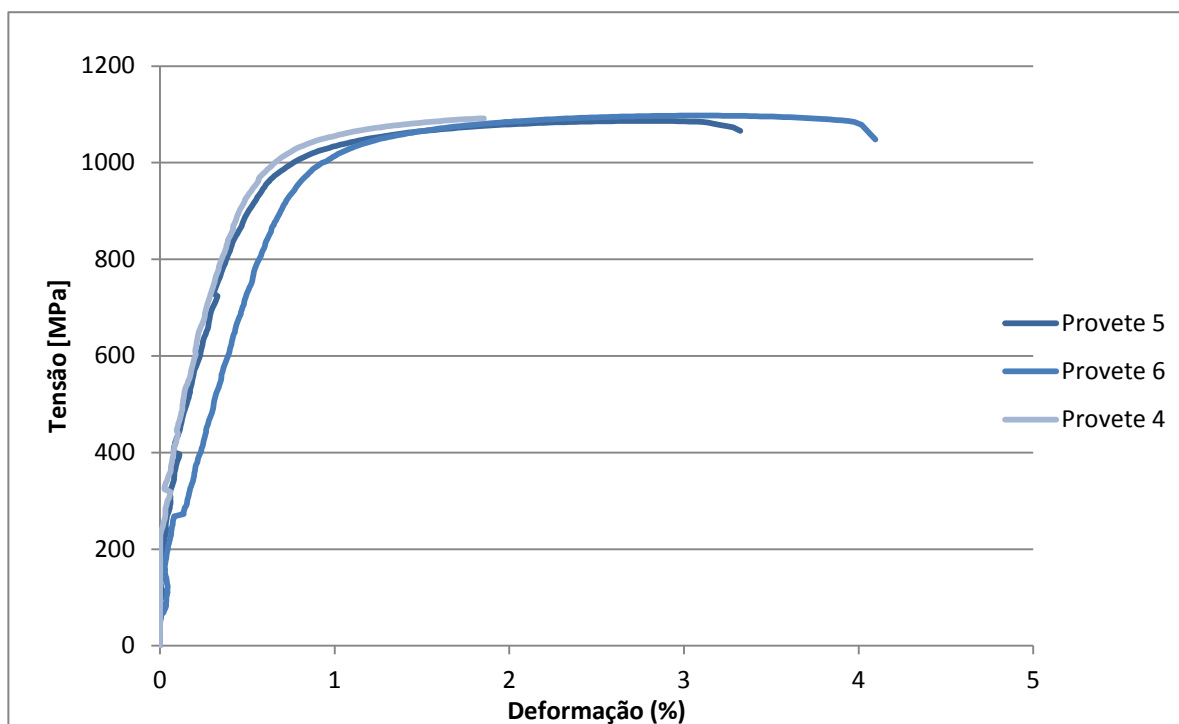


Figura 140 - Comparação das curvas do ensaio de tração dos provetes soldados

Pela análise do gráfico anterior, pode-se constatar que a principal diferença entre o uso da vareta com 1,6 mm de diâmetro para a vareta com 3 mm reside na menor deformação. Analisando a zona de fratura do provete, conclui-se que esta não teve origem na zona do material fundido, mas sim entre o material base e a ZAC, como será abordado posteriormente. Este facto leva a crer que, para este caso, a zona do material fundido têm uma resistência superior à do material envolvente, daí a fratura não ter ocorrido na zona de fusão. Na Figura 141 a) é assinalada a zona de fusão, e é possível verificar que a fratura do provete ocorreu ao lado. Para os restantes provetes soldados, verifica-se que a fratura ocorreu na zona de fusão. Em relação à fratura do material base, por comparação com as restantes, observa-se que a sua forma tem um aspeto mais dúctil, o que é confirmado pelos valores obtidos nos ensaios.

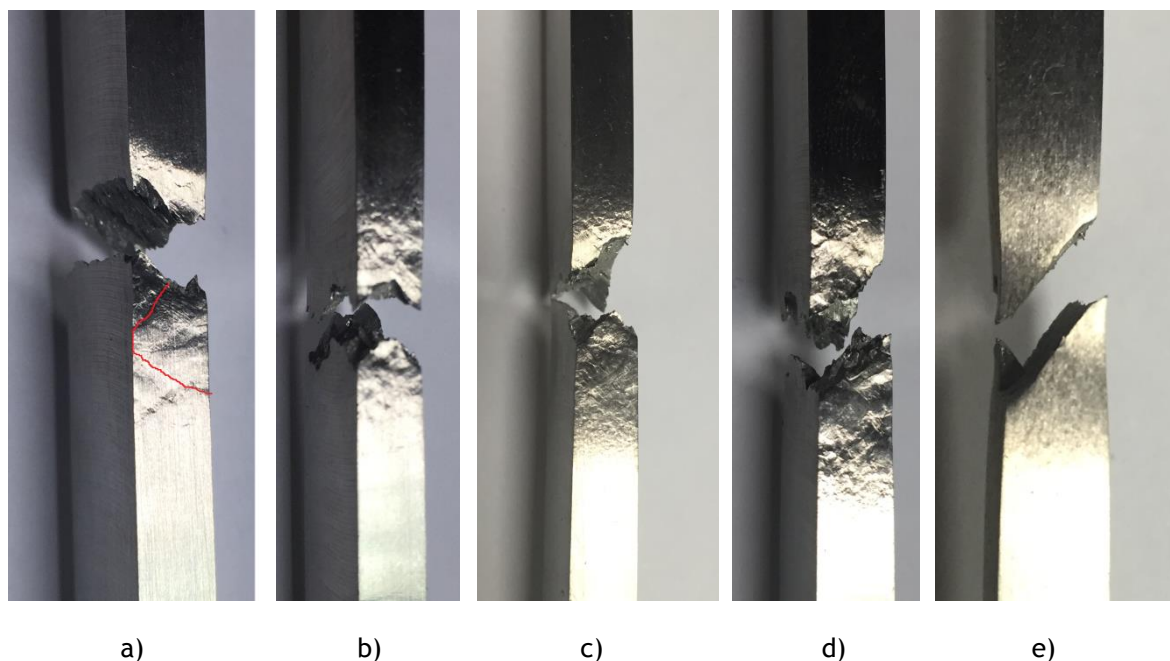


Figura 141- Comparação da zona de fratura dos provetes: a) e b) provetes soldados com vareta de 1,6 mm; c) e d)- provetes soldados com vareta de 3 mm; e) material base

A Tabela 48 resume as propriedades mecânicas obtidas nas diversas condições. Esta informação é cruzada com outros dados bibliográficos, como é o caso do trabalho elaborado por Cotton [41], onde são realizadas soldaduras TIG em peças fundidas e finalizadas com um tratamento térmico de recozimento. Uma outra fonte importante é a norma ASTM F1108-88, que define as propriedades de peças vazadas em Ti-6Al-4V para implantes cirúrgicos. O objetivo de cruzar os resultados obtidos é avaliá-los e averiguar a sua validação.

Tabela 48- Comparação das principais propriedades mecânicas obtidas com outras referências

	Tensão limite elástico [MPa]	Tensão de rotura [MPa]	Extensão após rotura (%)
Material fornecido	1094	1173	13,2
Proвете c/vareta 1,6 mm	1038	1092	1,9
Proвете c/vareta 3 mm	1023	1093	3,7
Estado da Arte [45]	856	910	6,1
ASTM F1108-88	758	860	8

Os valores das tensões limite elástico e de rotura dos provetes soldados são superiores aos referenciados no Estado da Arte e também superiores aos mínimos exigidos pela norma da ASTM. Contudo, a extensão após rotura é bastante inferior aos valores referenciados. A diferença na extensão após rotura advém do facto que, tanto para o Estado da Arte como para a norma, as soldaduras e as peças são submetidas a um recozimento para alívio de tensões residuais. Este tratamento tem como resultado um aumento da ductilidade. Na realização deste trabalho não foi efetuado nenhum tratamento térmico aos provetes após a soldadura.

8.2.3 Análise microestrutural

Como a largura das barras fornecidas foi superior à largura exigida para os provetes de tração, durante a maquinagem foram cortadas longitudinalmente pequenas barras, contendo uma pequena parte do cordão de soldadura. Posteriormente, estas barras mais pequenas foram cortadas para retirar a zona do cordão de soldadura, como indica a linha interrompida da Figura 142. Estas partes de cordão foram preparadas em amostras para a análise ao microscópio ótico. Este procedimento foi realizado para um provete soldado com uma vareta de 1,6 mm e 3 mm de diâmetro. Considera-se que, como os restantes foram soldados sob as mesmas condições, os resultados seriam idênticos.



Figura 142 - Corte dos cordões de soldadura para montagem de amostras

Na Figura 143 são apresentadas as microestruturas obtidas na zona de fusão, e entre esta zona e a ZAC, para ambos os provetes. A linha interrompida branca na Figura 143 c) assinala uma espécie de fronteira entre a zona de fusão e ZAC, onde há uma mudança significativa do tamanho do grão.

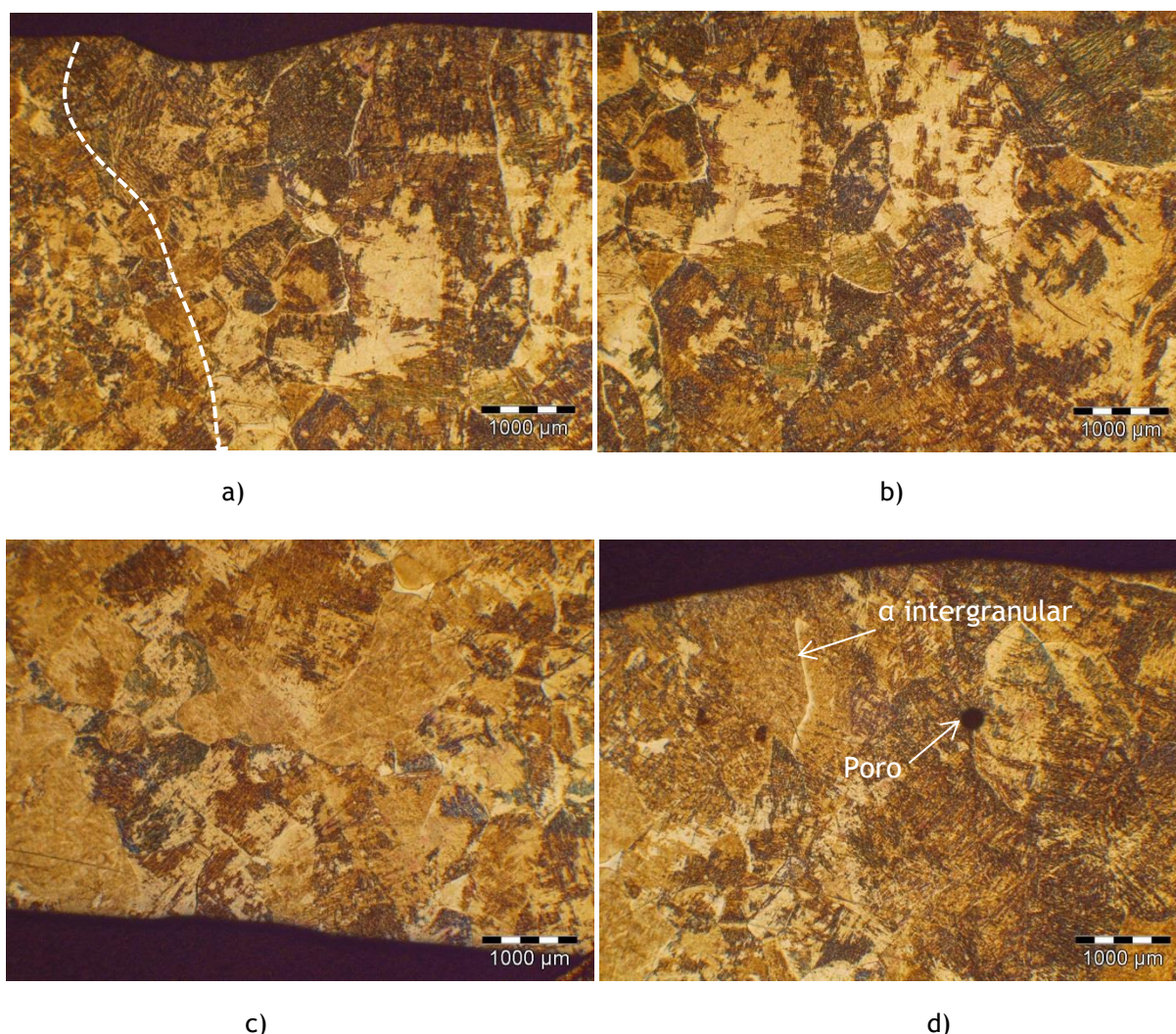


Figura 143 - Microestruturas dos provetes soldados: a) e c) fronteira entre a zona de fusão e a ZAC para os provetes soldados com vareta de diâmetro 1,6 mm e 3 mm, respectivamente; b) e d) zona de fusão dos provetes soldados com vareta de diâmetro 1,6 mm e 3 mm, respectivamente

Para ambos os provetes, as microestruturas obtidas são semelhantes, quer na zona de fusão, quer na ZAC. A zona de fusão é caracterizada por grãos grosseiros colunares, contendo fase α acicular, e pelo crescimento da fase α na fronteira dos grãos B. A presença de fase α martensítica promove o aumento da resistência mecânica e uma diminuição na deformação. Uma vez que a resistência mecânica dos provetes soldados é inferior à resistência do material no estado em que foi fornecido, pode dizer-se que em princípio não ocorreu a transformação da fase B em fase α martensítica pois, caso tivesse ocorrido, teria havido um aumento da resistência mecânica. Contudo, verifica-se uma diminuição da deformação. Apenas a microestrutura da Figura 143 d) revela a presença de um poro, com cerca de 220 μm . A presença deste poro poderá estar relacionada com a turbulência do banho de fusão que aprisiona o gás de proteção, não se conseguindo libertar devido à rápida solidificação do material. Em relação às ZAC, há uma diminuição do tamanho do grão e também uma redução da presença de fase α acicular.

As microestruturas do material base são bastante diferentes das dos provetes soldados, o que se reflete também nas propriedades mecânicas. Uma microestrutura caracterizada por um grão mais fino e equiaxial, como a do material base, conduz a uma maior ductilidade, enquanto uma microestrutura com uma morfologia mais grosseira, como a dos provetes soldados, conduz à diminuição. Este acontecimento foi verificado nos ensaios mecânicos, como se pode analisar na Tabela 48 e referenciado na bibliografia (ver Tabela 8).

8.2.4 Medição de rugosidades

O objetivo da realização de furos na chapa é simular pequenos defeitos, que porventura possam ocorrer no vazamento de Ti-6Al-4V para o fabrico de próteses. Assim, depois de reparado o furo, é avaliado o estado da sua superfície, antes e após maquinagem química. Como já foi referido anteriormente, no vazamento de peças de titânio, por vezes ocorre a formação da camada “ α case”, que pode ser removida por maquinagem química.

Em cada uma das partes, foi efetuado um furo com uma broca helicoidal com 3,2 mm de diâmetro e cerca de 2,5 mm de profundidade (Figura 144). Uma das chapas foi submetida à maquinagem química, enquanto a outra foi utilizada para análise microestrutural. Ambas as chapas foram soldadas nas mesmas condições que os provetes e, parte-se do pressuposto que estas sejam idênticas. Durante a realização dos furos teve-se em atenção o sobreaquecimento, levantando-se a broca com frequência para arrefecer através de ar comprimido.

Na Figura 144 b) e c) encontra-se o exemplo de um dos furos antes e após reparação por soldadura TIG, respetivamente. Como se pode observar, a cor da soldadura também é prateado polido, o que significa que não há sinais evidentes de contaminação com a atmosfera durante a soldadura.

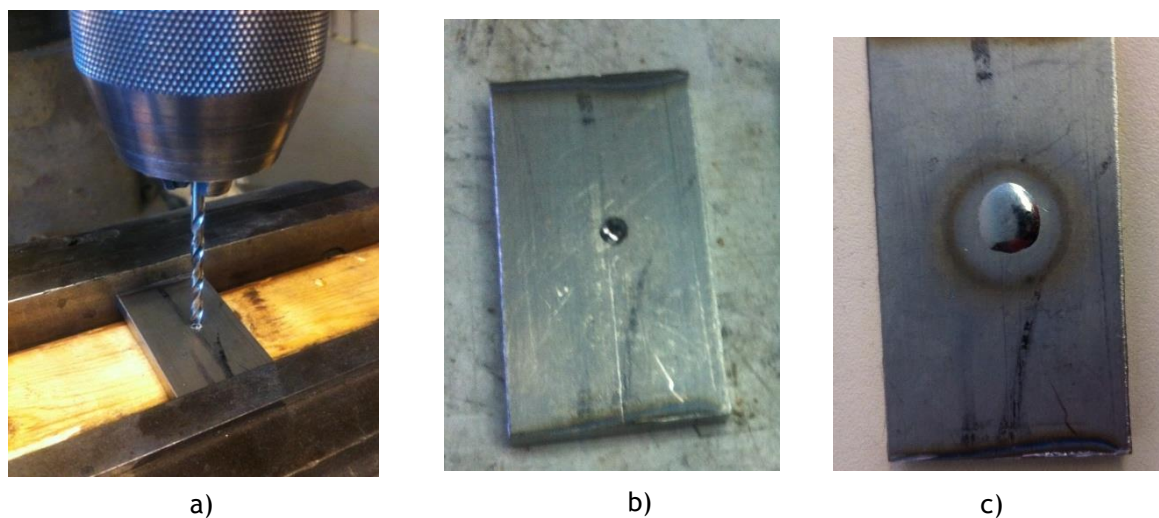


Figura 144- Furação das barras de Ti-6Al-4V: a) processo de furação b) furo final c) furo reparado por soldadura TIG

Numa das barras com o furo reparado, a sua superfície foi facejada numa fresadora, de forma a remover o excesso de solda, para se efetuar a medição das rugosidades. A Figura 145 a) apresenta a barra após a operação de fresagem, assinalando a linha interrompida a localização do furo reparado. A localização do furo é praticamente indistinguível a olho nu, havendo uma ligeira marca naquela zona.

Em relação à outra barra, foi efetuado um corte pelo centro da soldadura, para observação desta face ao microscópio (ver Figura 145 b)), e também um outro corte para poder montar a amostra em resina (assinalado a linha interrompida).

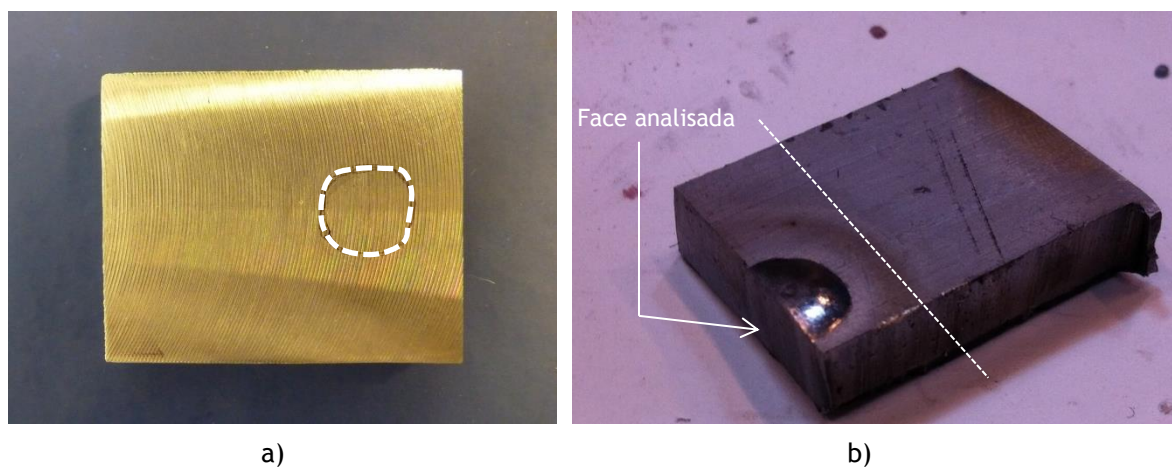


Figura 145 - a) barra após fresagem; b) corte do furo para montagem de amostra

Antes de submeter a barra da Figura 145 a) à maquinagem química, foram realizadas medições de espessura e rugosidade, descritas posteriormente, para possibilitar a comparação dos resultados antes e após maquinagem química. Este processo foi realizado nas instalações da Zollern & Commandita, introduzindo a peça num banho à temperatura de 44,5° C, provido de agitação mecânica, durante 10 minutos. A composição do banho usado encontra-se na Tabela 49.

Tabela 49- Composição do banho de maquinagem química

Constituinte	Percentagem mássica (%)
HF	4,5
HNO ₃	7,5
<i>Erkantol</i>	5
H ₂ O	83

A segurança é um aspeto a ter em conta durante a maquinagem química. Devem ser utilizadas luvas para evitar contacto entre a pele e as peças molhadas pelo banho químico. Após a remoção das peças do banho, estas devem ser lavadas em água corrente. Também deve ser utilizada uma máscara de proteção durante a abertura do tanque, pois há a libertação de gases nocivos que podem causar irritação.

A Figura 146 a) apresenta o aspeto da barra no final do processo. Como se pode observar, a zona do furo reparado está ligeiramente saliente em relação ao resto do material. Para além disto, também é visível um aumento do tamanho do grão nessa região. Esta zona tem um diâmetro de cerca de 11 mm, sendo mais de 3 vezes superior ao diâmetro do furo. A maquinagem química não provocou o crescimento desta zona, mas sim a remoção das marcas da fresa que a estavam a camuflar. No sentido de determinar a saliência do furo reparado em relação ao material base, foi medida a espessura nestes locais, utilizando um micrómetro digital (ver Figura 146 b)). As medições de espessura destas duas zonas, foram realizadas antes e após maquinagem química. A Tabela 50 resume os resultados obtidos

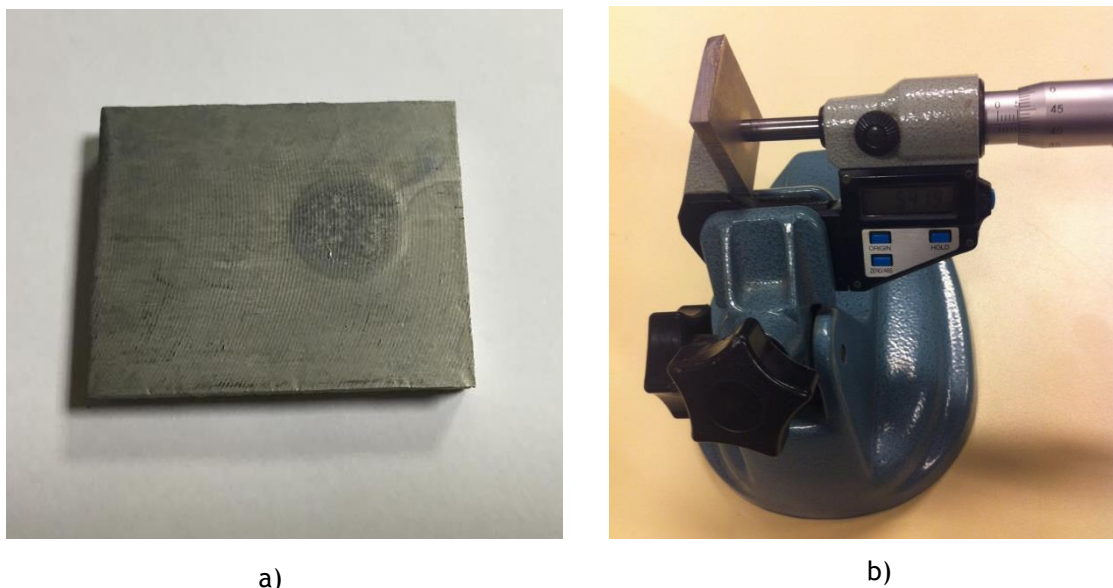


Figura 146- a) barra após maquinagem química b) medição da espessura

Tabela 50- Comparação de espessuras em diferentes zonas, antes e após maquinagem química

Zonas	Maquinagem química		Diferença relativa (%)
	Antes	Após	
Material base (mm)	5,522	5,230	5,3
Furo reparado (mm)	5,529	5,362	3,1

Pela análise da tabela anterior, podem-se retirar as seguintes conclusões:

- Após a fresagem da barra, ou seja, antes da maquinagem química, ambas as zonas estão aproximadamente à mesma cota, pois a diferença de espessuras é insignificante;
- Após maquinagem química, a zona do furo e o material base não se encontram no mesmo plano, pois a espessura no centro do furo reparado é superior à do material base. A diferença entre estas espessuras é de 0,132 mm;
- Ocorreu uma maior remoção de material na zona base do que na zona do furo. A redução de espessura no material base e no furo reparado foi de 5,3% e 3,1%, respectivamente.

Com o objetivo de averiguar e comparar a qualidade superficial da barra nas diferentes zonas, antes e após maquinagem química, foi efetuada uma análise à rugosidade. As medições foram realizadas no CETRIB - Unidade de Tribologia e Manutenção Industrial do INEGI, de acordo com a norma ISO 4287. A rugosidade foi medida na zona do material base e na zona do furo. Para cada

uma destas zonas, foram realizadas medições em diferentes sentidos, ou seja, uma medição no mesmo sentido em que correu a fresagem (medição axial) e uma outra perpendicular a esta (medição transversal) (ver Figura 147) . Em cada direção são efetuadas três medições igualmente espaçadas (em anexo encontram-se os perfis de rugosidade para cada situação). O rugosímetro utilizado foi um HommelWorke, com uma ponteira TKL, com alcance até 300 μm e uma velocidade de recuo de 0,50 mm/s. A Tabela 51 resume os valores das principais rugosidades obtidas para cada situação.



a)



b)

Figura 147- Medição da rugosidade: a) axial b) transversal

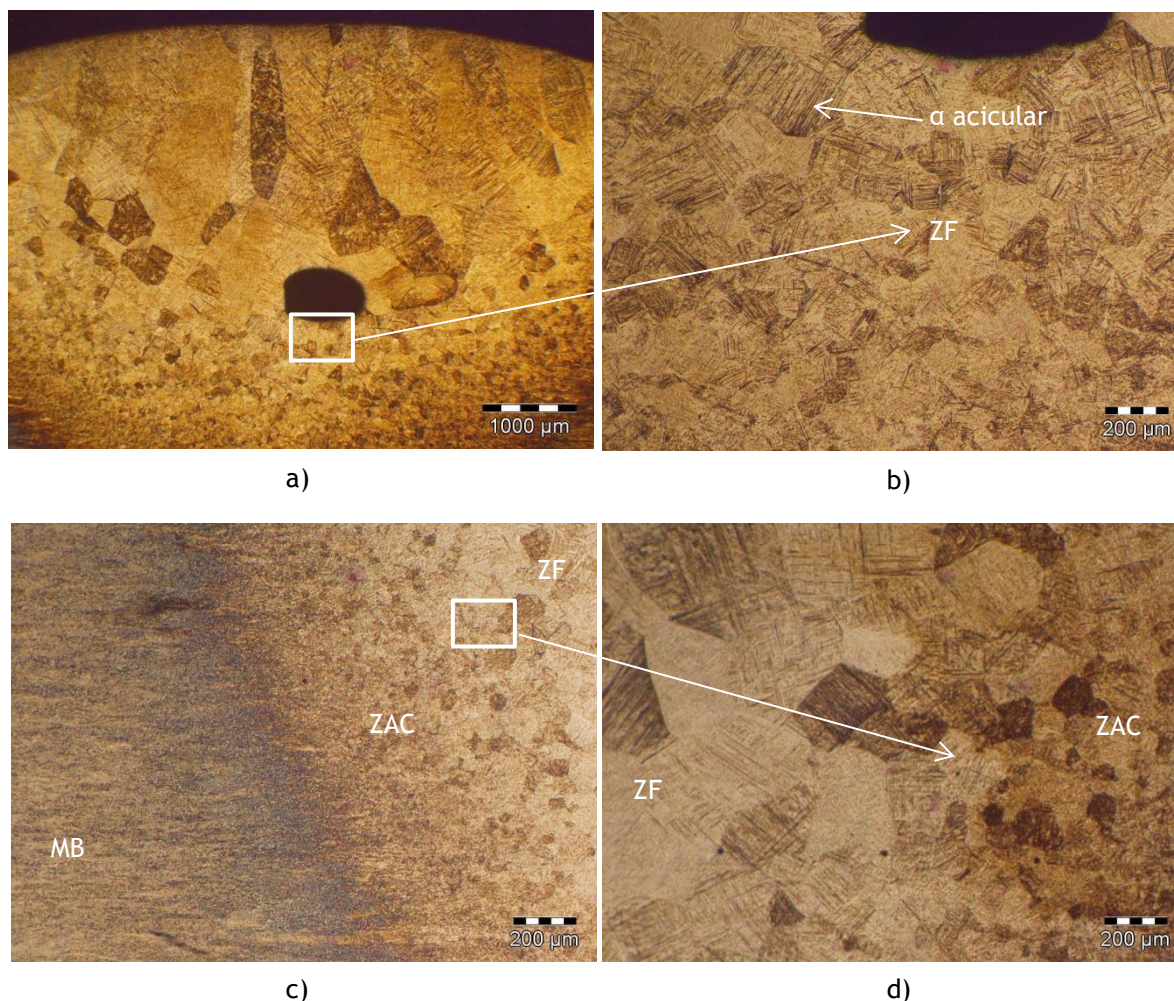
Tabela 51 - Rugosidades do material base e do furo reparado por soldadura, em diferentes estados e sentidos

Zona	Estado	Sentido da Medição	Parâmetros de rugosidade (μm)			
			Ra	Rq	Rz	Rmáx
Material base	Antes maquinagem química	Axial	0,53	0,71	3,07	4,76
		Transversal	0,29	0,37	1,8	2,11
	Após maquinagem química	Axial	1,26	1,48	5,43	6,2
		Transversal	0,43	0,51	2,54	2,99
Furo reparado	Antes maquinagem química	Axial	2,79	3,79	16,65	17,35
		Transversal	0,70	1,03	4,39	7,10
	Após maquinagem química	Axial	0,92	1,12	4,25	5,19
		Transversal	0,42	0,57	1,96	3,39

Analisando o valor da rugosidade média R_a , as principais conclusões a retirar da leitura da tabela acima são as seguintes:

- Para qualquer situação, a rugosidade axial é sempre maior do que a obtida na transversal;
- Antes da maquinagem química, a rugosidade mais elevada é a axial na zona do furo;
- Verifica-se um aumento da rugosidade, em ambos os sentidos, no material base após a maquinagem química, enquanto na zona do furo ocorre o oposto;
- A rugosidade na zona do furo reparado é inferior, em qualquer sentido, em relação ao material base.

A Figura 148 ilustra microestruturas em diferentes zonas do furo reparado. A Figura 148 a) apresenta praticamente toda a microestrutura da zona do furo, onde se destacam, essencialmente, duas coisas. Uma delas é o facto do grão na zona superior ter uma morfologia grosseira colunar e, à medida que se vai deslocando para a zona inferior, o grão vai diminuindo de tamanho e toma uma forma mais equiaxial. Esta diferença deve-se ao facto da zona superior estar sujeita a altas temperaturas durante mais tempo, favorecendo o crescimento do grão. A outra está relacionada com o aparecimento de um enorme poro, com cerca de 800 μm de comprimento e 500 μm de altura. O aparecimento deste poro poderá estar relacionado com a turbulência do metal fundido juntamente com a proteção gasosa, uma vez que se trata de uma zona muito pequena a soldar. A microestrutura da zona de fusão é apresentada abaixo do poro, e é caracterizada por grãos mais equiaxiais bastante preenchidos com fase α acicular. Na Figura 148 c) é possível observar três microestruturas diferentes, que correspondem ao material base, ZAC e à zona de fusão. Como é possível observar com mais pormenor na Figura 148 d), existe uma diminuição bastante significativa do tamanho de grão entre a zona de fusão e ZAC, embora mantenham uma forma semelhante. Além disso, existe uma aparente diminuição da quantidade da fase α acicular. A microestrutura do material base na Figura 148 d) é igual à apresentada na Figura 133 b).



MB-material base; ZAC-zona afetada pelo calor; ZF-zona de fusão

Figura 148- Microestrutura do furo reparado em diferentes zonas: a) centro do furo; b) ampliação da zona de fusão; c) ZF, ZAC e MB; d) interface entre ZAC e ZF

8.2.5 Medição de microdurezas

A medição de microdurezas tem como objetivo completar a caracterização das propriedades mecânicas e de as relacionar com a microestrutura obtida. O equipamento utilizado foi um microdurómetro HM2-2000 Shimadzu, com uma carga de 50 gf. Foram realizadas duas medições, uma na vertical a partir da superfície superior para o centro do furo, mas a terminar antes do poro. A outra foi realizada na horizontal, do centro para a periferia, a partir da última calote vertical. A Figura 149 apresenta exemplos das calotes resultantes do processo de medição de microdurezas, quer na vertical, quer na horizontal. Os gráficos das figuras Figura 150 e Figura 151 ilustram o perfil

de microdurezas na vertical e na longitudinal, respetivamente. A Tabela 52 resume os valores das microdurezas obtidas e compara-as com outros dados existentes.

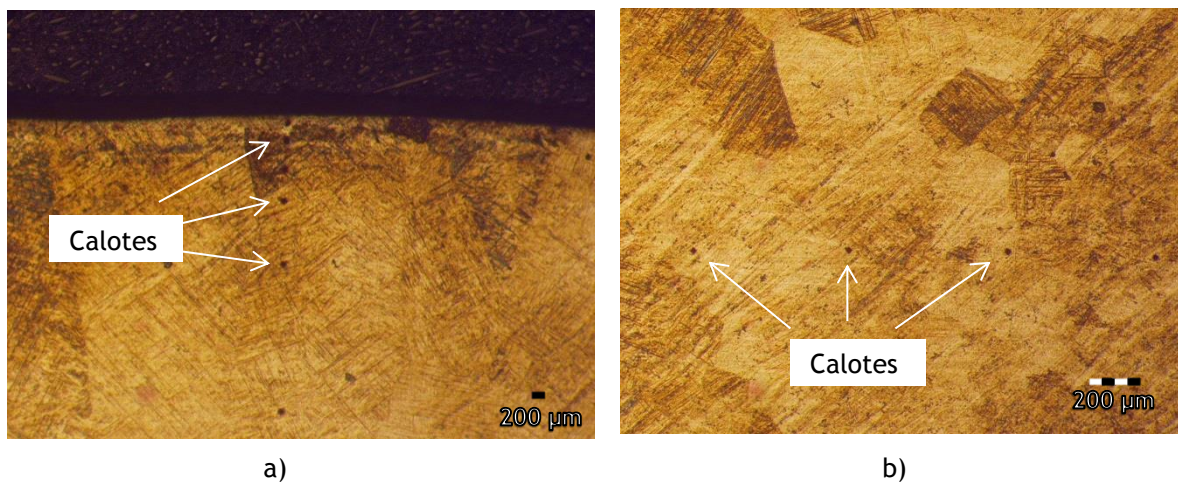


Figura 149 - Calotes resultantes da medição de microdurezas: a) vertical; b) horizontal

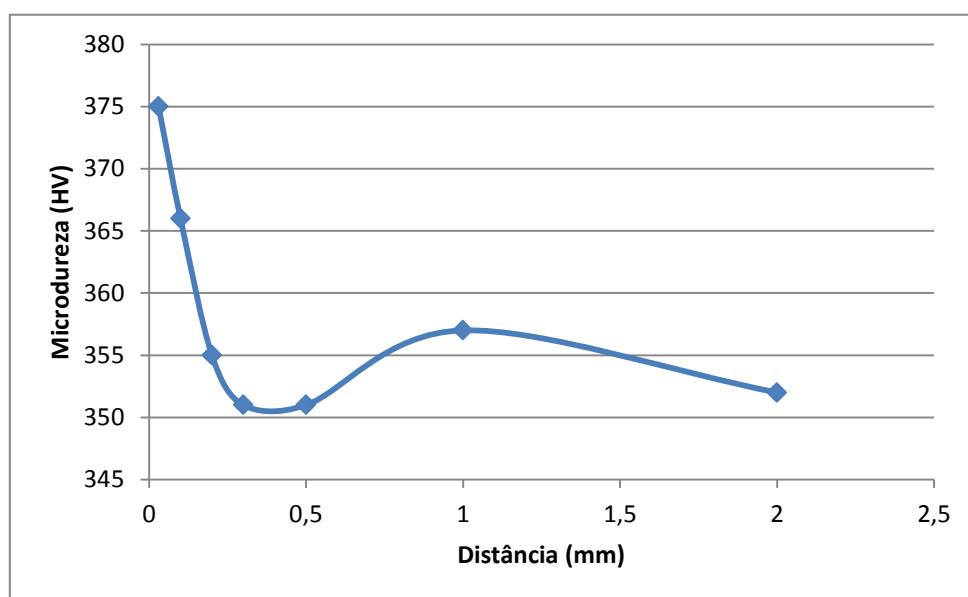


Figura 150 - Perfil de microdurezas medido na vertical do furo reparado

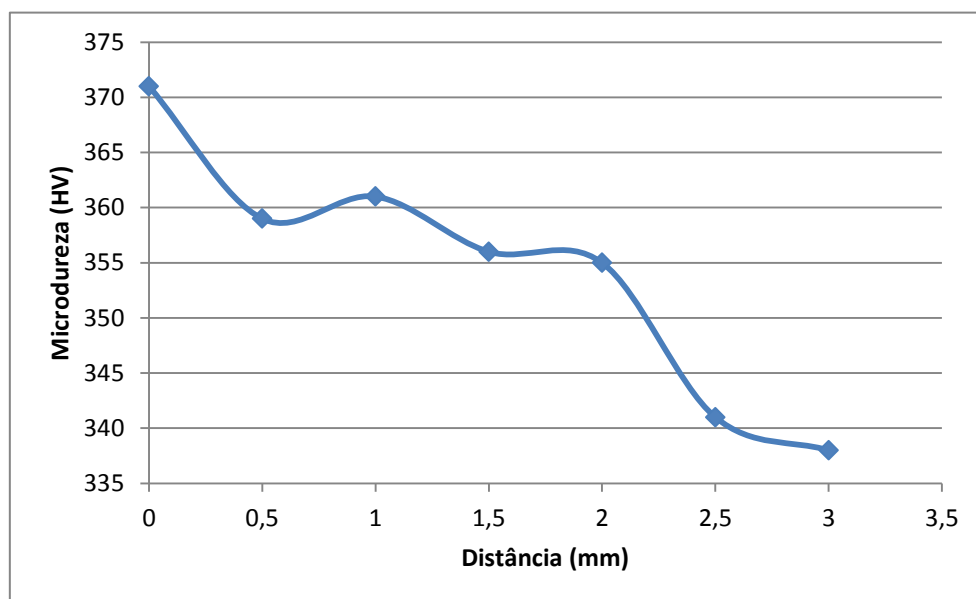


Figura 151 - Perfil de microdurezas medido na horizontal do furo reparado

Tabela 52-Resumo das microdurezas obtidas no furo reparado e comparação com outros dados.

	Vertical	Horizontal	Material base
Microdureza média	358	354	338
Estado da Arte [127]	-	370	324

Pela análise dos dois gráficos acima apresentados, observa-se que, para ambos os casos, ocorre uma diminuição da microdureza à medida que a distância aumenta. No caso da medição vertical, a microdureza diminui desde a superfície superior do cordão até próximo da zona do poro, e na medição horizontal a microdureza diminui do centro para a periferia. A diminuição da dureza, para as duas situações, está relacionada com a diminuição da quantidade de fase α acicular nos grãos. Os valores médios das microdurezas medidas na vertical e na horizontal são praticamente iguais, levando a uma dureza média da zona de fusão de 356 HV. Ainda se verifica que a microdureza na zona de fusão é superior à do material base, uma vez que estas duas regiões apresentam microestruturas completamente diferentes e, no caso da microestrutura do material base, não existe a fase α acicular.

8.2.6 Reparação de uma prótese de anca em Ti-6Al-4V

A norma ASTM F1108-88 define que implantes em Ti-6Al-4V obtidos por fundição e que contenham defeitos, possam ser reparados por soldadura. Deste modo, para avaliar o processo TIG como processo de reparação de peças vazadas em titânio, utilizou-se uma prótese de anca que apresenta defeitos resultantes do processo de fundição por cera perdida. Esses defeitos consistem em zonas e arestas mal preenchidas, restituídas por adição de material durante a soldadura TIG. Na Figura 152 a) estão assinaladas três zonas contendo este tipo de defeito. A reparação por soldadura TIG decorreu sob as condições apresentadas na Tabela 44, utilizando a vareta de menor diâmetro como material de adição, uma vez que os defeitos na prótese eram pouco profundos. A Figura 152 b) ilustra a prótese após o processo de soldadura. Numa primeira análise, a cor dos cordões revela que não houve contaminação por parte da atmosfera, dado que a cor dominante é o prateado polido. O início da zona 3 é a região onde poderá ter ocorrido contaminação. Contudo, a sua cor ainda é considerada aceitável pela Tabela 27. Uma pequena parte da extremidade inferior da prótese, depois de ter sido reparada, foi cortada de modo a montar uma amostra para observação ao microscópio. O objetivo deste procedimento é avaliar o impacto do processo de soldadura na microestrutura.

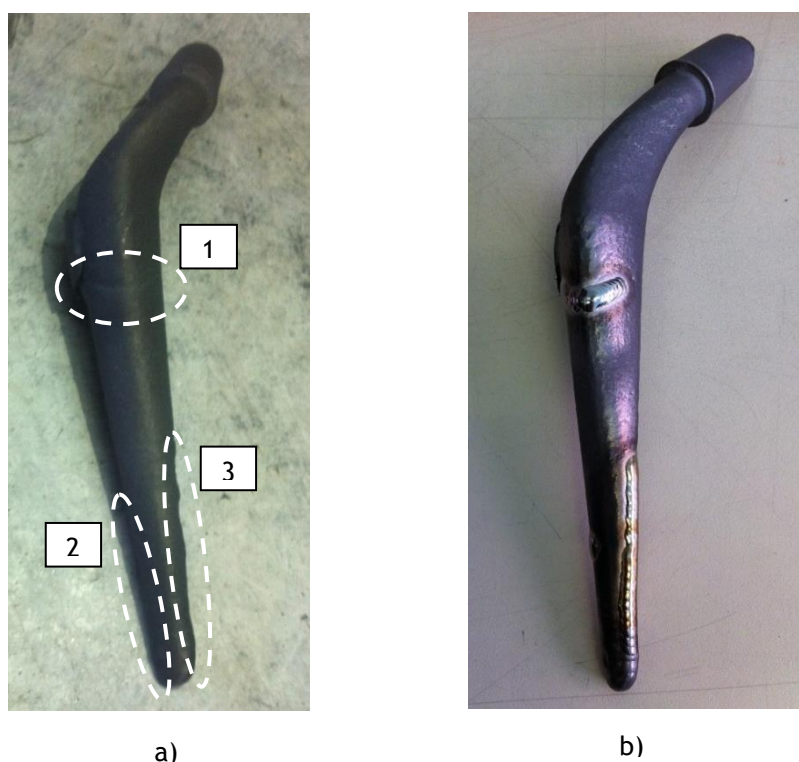


Figura 152- Prótese de anca em Ti-6Al-4V: a) defeitos por reparar; b) prótese reparada

As operações de acabamento na prótese reparada tiveram lugar nas instalações da Zollern & Comandita. Através de uma lixa de banda (ver Figura 153 a)) foi removida a zona do gito, e realizado um primeiro desbaste pelas regiões soldadas para remover o excesso de cordão. Na próxima fase são utilizadas ferramentas mais pequenas e manuais, de modo a refazer a superfície da prótese e melhorar e aprimorar o acabamento (ver Figura 153 b)). Em ambas as ferramentas, o tipo de abrasivo utilizado foi carboneto de silício, um material indicado para este tipo de operações em titânio.

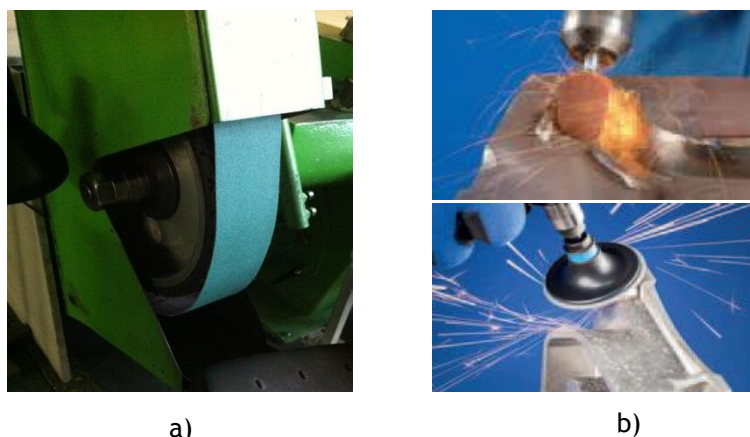


Figura 153- Ferramentas para acabamento: a) lixa de banda; b) ferramentas manuais

O resultado final após estas operações de acabamento pode ser observado na Figura 154 a). Para avaliar o comportamento de uma prótese reparada por soldadura, quando submetida ao processo de maquinagem química, foi realizado um levantamento de forma da prótese, antes e após a realização deste processo. Na secção 8.2.6.2 são descritos e apresentados os resultados obtidos no levantamento de forma. A maquinagem química da prótese foi efetuada nas mesmas condições da reparação do furo. A prótese, no final deste processo, tem um aspeto polido e menos rugoso, do que após as operações de lixagem (Figura 154 b)). Nas zonas onde houve reparação por soldadura, verifica-se a mesma situação que ocorreu no furo reparado após maquinagem química. Ou seja, nas zonas reparadas por soldadura, é visível, a olho nu, um crescimento considerável do grão, em relação ao material envolvente. As Figura 154 c) e d) apresentam as zonas assinaladas com o defeito 1 e 3 após maquinagem química, respetivamente.

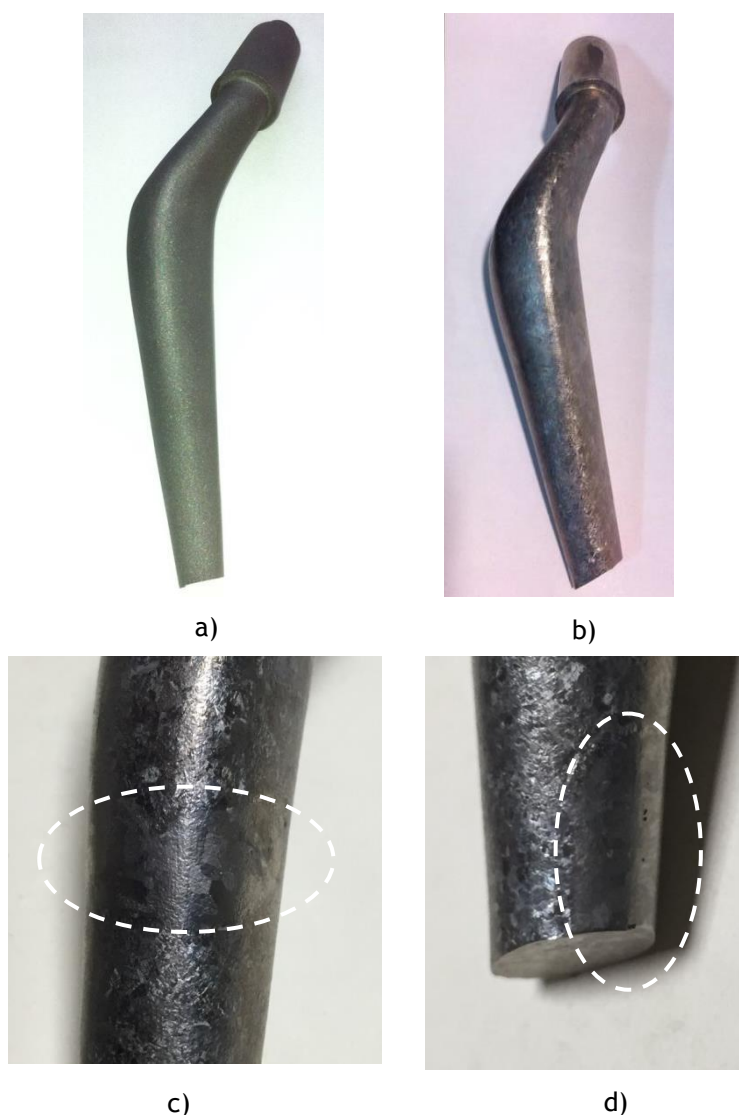


Figura 154- a) prótese após lixagem; b) prótese após maquinagem química; c) zona 1 reparada por soldadura; d) zona 3 reparada por soldadura

8.2.6.1 Análise microestrutural

Com recurso ao microscópio ótico, foi efetuada uma análise mais pormenorizada da microestrutura, embora desde já se tenha conhecimento que ocorreu um crescimento do grão nas regiões reparadas. A extremidade da prótese reparada, previamente cortada, continha as zonas de defeito 2 e 3. Na Figura 155 a) é possível observar três zonas bem distintas, das quais duas delas têm um grão bastante grande e grosseiro, em relação à zona central. Estas duas zonas, designadas por ZF 2 e ZF 3, correspondem às zonas com defeito, anteriormente assinaladas como zona 2 e zona 3, respetivamente. Foi nestas duas zonas que ocorreu a fusão do material pelo processo de soldadura e, como a soldadura TIG é caracterizada por uma elevada entrega térmica, isso fez com

que o grão tenha crescido exageradamente nestas áreas. As Figura 155 c) e d) mostram as microestruturas ampliadas das zonas ZF 2 e ZF 3, respetivamente. Ambas as zonas têm uma morfologia semelhante, caracterizada por grão grosseiro e a presença de grandes quantidades de fase α acicular intragranular. Além disso, não foi observada a presença da camada α case.

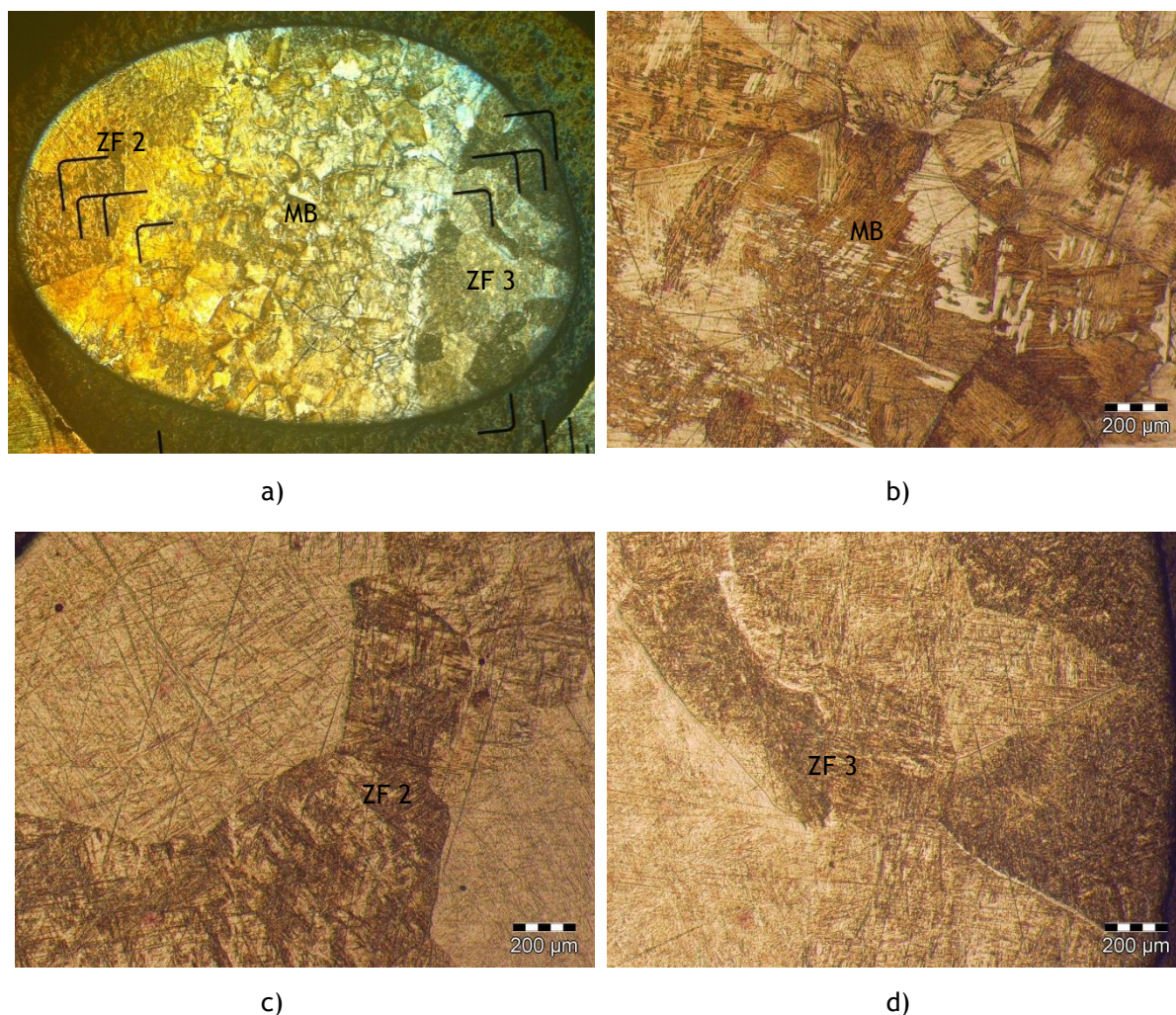


Figura 155- Microestruturas da prótese reparada: a) diferentes zonas (ampliação 15x); b) material base; c) zona de fusão 2; d) zona de fusão 3

A zona central, designada por MB (material base), corresponde ao centro da secção da prótese. A microestrutura desta zona é caracterizada por um grão mais pequeno e uma diminuição da fase α acicular intragranular (ver Figura 155 b)). A não ser a diferença do tamanho de grão entre as zonas, não existe nenhuma espécie de fronteira que delimite a zona do material base das zonas de fusão. Foram ainda encontrados alguns poros na ZF 2 e ZF 3, com dimensões entre os 25-30 μm de diâmetro (Figura 156). Um outro aspeto a realçar é a organização e disposição da fase α acicular nas zonas de fusão, que toma uma forma entrelaçada (Figura 156).

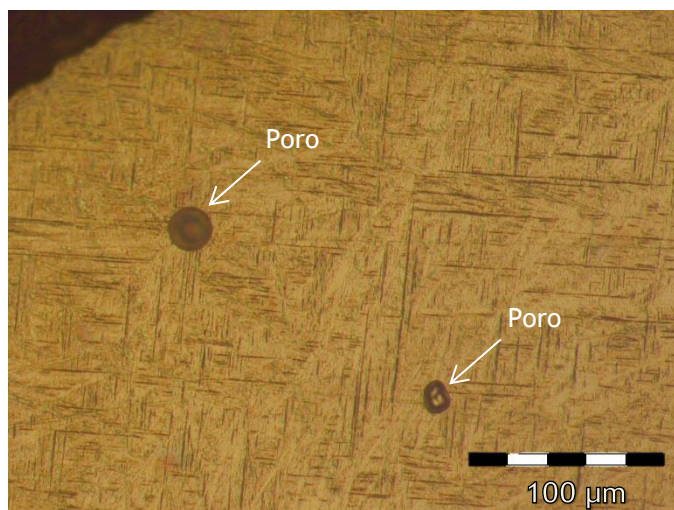


Figura 156 - Poros na prótese reparada por soldadura

8.2.6.2 Levantamento de forma

Para além da resistência mecânica da prótese, existem outros fatores bastante importantes, como o acabamento superficial e o controlo dimensional. Uma vez que se trata de uma peça que vai ser inserida no corpo humano, é necessário que esta se ajuste perfeitamente ao local onde vai ser implantada. Por outro lado, a qualidade superficial também deve ser elevada, para garantir um menor atrito entre a peça e os tecidos, de modo a evitar efeitos prejudiciais. Neste sentido, foi realizado o levantamento de forma da prótese reparada, após os processos de acabamento (Figura 154 a)) e após a maquinagem química (Figura 154 b)), com o objetivo de determinar se a remoção de material nas zonas reparadas e no material base, se processa de igual modo. Para o levantamento de forma, são colocados pontos alvo sobre a superfície, em sítios específicos, e a sua digitalização 3D foi efetuada utilizando o equipamento GOM Atos Triple Scan (Figura 157). Posteriormente, o *software* do equipamento sobrepõe as duas imagens e determina as diferenças entre ambas. Na Figura 158 encontram-se os resultados da comparação nas diferentes zonas. Em anexo podem ser consultadas as imagens completas deste ensaio.

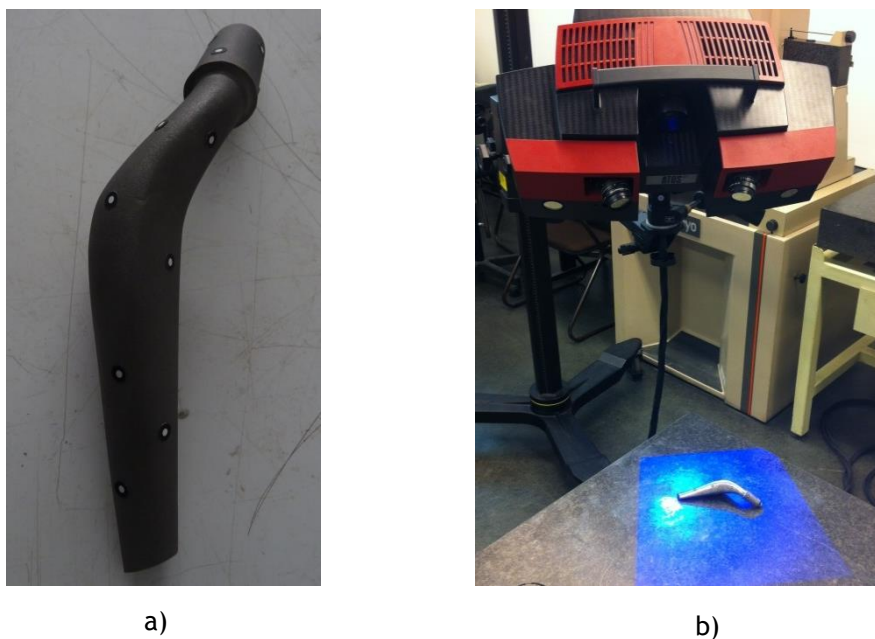


Figura 157 - Levantamento de forma: a) pontos alvo na prótese; b) GOM Atos Triple Scan

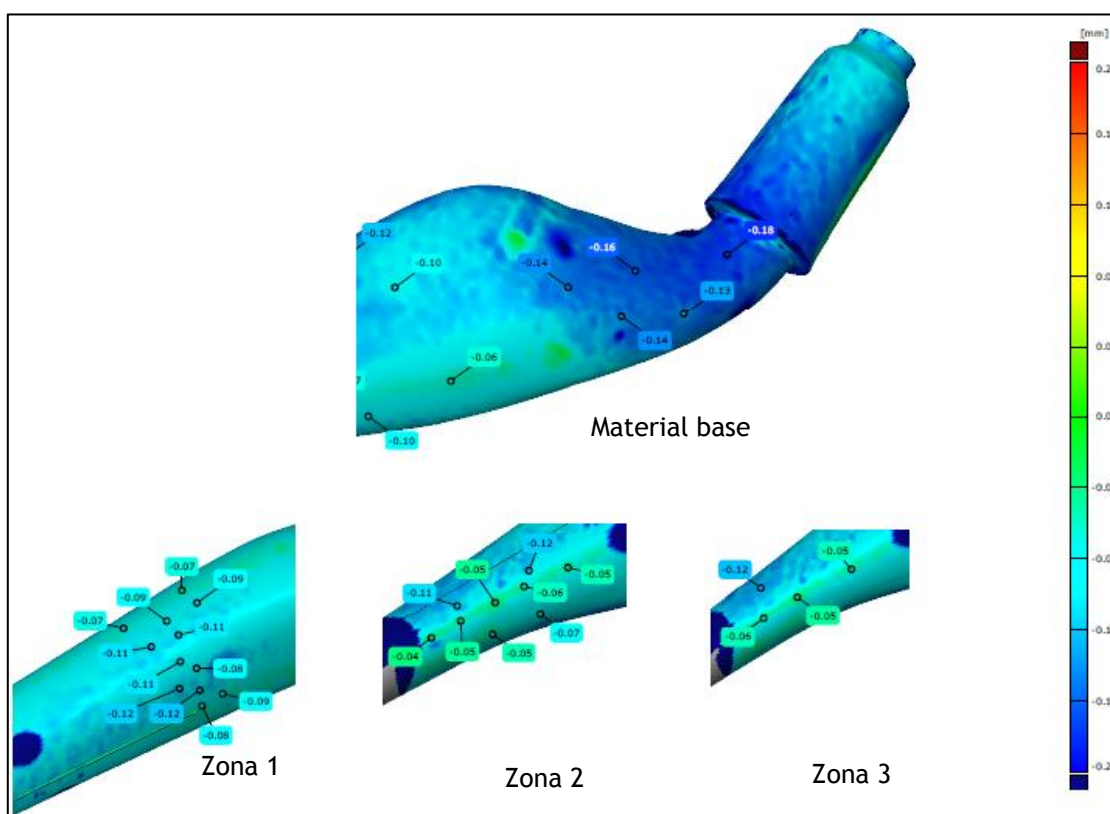


Figura 158 - Resultados do levantamento de forma da prótese

Pela análise da figura anterior, pode-se concluir que a remoção do material resultante da maquinagem química, na zona do material base, é superior à que ocorre nas regiões soldadas. A diferença média entre a espessura inicial e final, para o material base, anda em torno dos 0,12 -

0,18 μm . Nas zonas 2 e 3, a remoção de material foi mais uniforme do que no material base. Nestas zonas houve uma diferença média de 0,05 μm . Na zona 1 também ocorreu uma remoção uniforme. Contudo, a remoção de material foi superior, quando comparada com as outras zonas onde também ocorreu soldadura. O valor médio da diferença de espessura para a zona 1 foi de 0,10 μm , ou seja, o dobro da remoção ocorrida nas outras zonas. Contudo, a principal diferença continua a ser entre a remoção de material base da zona base e a remoção de material das zonas reparadas por soldadura. Como foi constatado na medição de microdurezas na secção 8.2.5, a região soldada tem uma dureza superior à do material base, por isso esta poderá ser a causa para que a remoção de material seja diferente. Uma vez que o material base tem uma dureza inferior, a remoção de material poderá ser facilitada nestas regiões, em relação às regiões mais duras. Durante a revisão bibliográfica, não foram encontradas quaisquer referências ao comportamento de regiões soldadas, após terem sido submetidas à maquinagem química.

8.3 Soldadura laser




A soldadura laser tem sido utilizada nos últimos anos na ligação de peças que exijam elevada qualidade, como é o caso da indústria aeronáutica. Este tipo de soldadura é caracterizada por ter uma elevada precisão e é capaz de produzir ZAC com menor dimensão do que a produzida pelo processo TIG, como já foi referido anteriormente. Neste sentido, foram realizados ensaios preliminares na área da soldadura laser aplicada à liga Ti-6Al-4V, como soldadura alternativa no processo de reparação de próteses. Neste trabalho foi utilizado um laser pulsado Nd:YAG. Este tipo de laser, em comparação com outros, tem a capacidade de produzir menores distorções e menor largura do cordão de soldadura e da ZAC [88].

Embora existam alguns estudos sobre a aplicação da soldadura laser na liga Ti-6Al-4V, o presente trabalho trata-se da primeira abordagem deste tipo de soldadura aplicado a ligas de titânio realizado na FEUP e no INEGI. Assim sendo, não existem conhecimentos prévios nesta área, que possam ter contribuído para a sua realização e comparação de resultados. Os objetivos dos ensaios levados a cabo passam por averiguar a influência dos parâmetros de soldadura, quando aplicados à liga Ti-6Al-4V, e analisar a sua influência nas propriedades e microestrutura.

A realização dos ensaios decorreu nas instalações da Faculdade de Engenharia da Universidade de Aveiro, utilizando uma máquina de soldadura laser pulsado Nd:YAG, da marca Sisma, modelo SAW 300, com 300 W de potência média. Os ensaios ocorreram em duas fases. Na primeira fase, o conhecimento prévio deste tipo de soldadura era reduzido, daí que foram realizados ensaios com base na experimentação, alterando cada parâmetro de soldadura isoladamente. Por exemplo, nos

três primeiros ensaios, a duração do pulso foi o parâmetro alterado, mantendo os restantes constantes. As soldaduras realizadas foram autogéneas na própria face das placas, e o gás de proteção utilizado foi argon com um caudal de 12 l/min, projetado apenas na superfície onde incide o feixe laser. Não existiam condições para poder realizar uma proteção gasosa por outros lados. A Tabela 53 apresenta os parâmetros utilizados durante esta primeira fase. O parâmetro carga representa a potência média utilizada, em relação à potência média do equipamento.

Tabela 53- Parâmetros de soldadura laser utilizados na liga Ti-6Al-4V, na primeira fase de ensaios

Ensaio	Carga (%)	Duração (ms)	Frequência (Hz)	Diâmetro do feixe (mm)	Tipo de pulso
1	82	5	4,5	1	
2	82	4	4,5	1	
3	82	3	4,5	1	
4	70	3	4,5	1	
5	70	3	7	1	
6	56	4	4,5	1	
7	72	4	4,5	2	
8	99	3,3	4,5	2	
9	99	3,3	6	2	
10	99	3,3	3	2	
11	99	2	6	2	
12	72	4	4,5	2	

Os resultados de cada um destes ensaios podem ser observados na Figura 159. Cada um dos cordões numerados nesta figura foi obtido segundo as condições do mesmo número de ensaio da Tabela 53. Desde o 1º ensaio até ao 7º, não ocorreu soldadura, antes pelo contrário, deu-se a evaporação e perfuração do material. A justificação para este acontecimento reside na elevada densidade energética do laser na superfície da barra, uma vez que foi utilizada uma elevada carga para durações de pulso relativamente elevadas. Para o mesmo valor de carga (82%), existe uma maior perfuração quando é utilizado um tempo de pulso maior. Este facto pode ser observado, comparando o cordão 1 com o cordão 3 da Figura 159 a), que foram obtidos para um tempo de pulso

de 5 ms e 3 ms, respetivamente. Apesar de só constarem os 4 primeiros cordões na Figura 159 a), para os ensaios 5, 6 e 7, o que aconteceu foi semelhante.

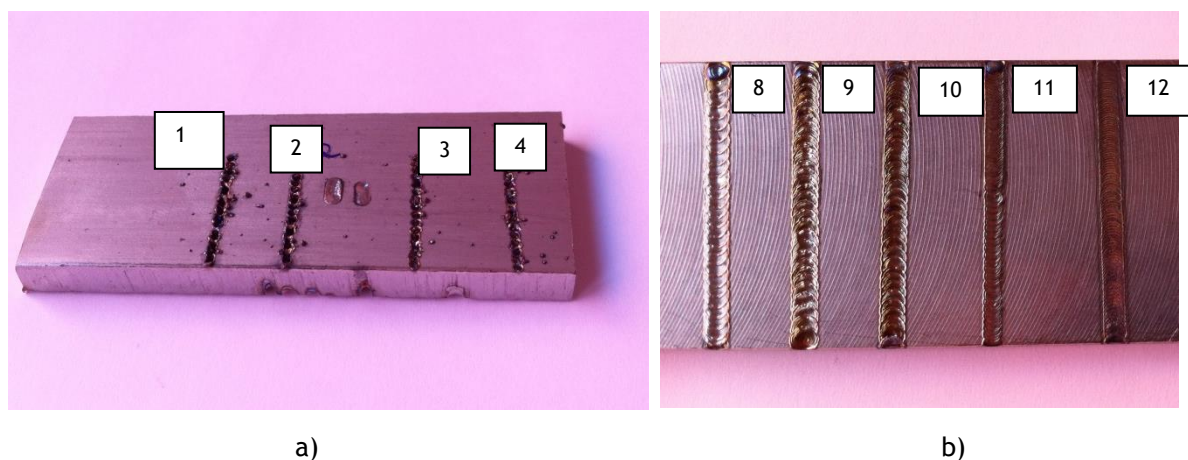


Figura 159 - Aspeto dos cordões por soldadura laser na primeira fase: a) perfuração; b) soldadura por condução

Nos restantes ensaios, do 8º até ao 12º, deixa de ocorrer perfuração e passa a haver soldadura. Estes cordões apresentam relativamente bom aspeto e a sua cor, em tons de prateado, revela que a proteção gasosa foi eficiente, não causando sinais aparentes de contaminação mesmo sem a utilização de um bocal do tipo difusor. Contudo, a soldadura ocorreu sob a forma de condução, levando a baixas penetrações. Este fenómeno está relacionado com a baixa densidade energética do laser. Apesar das cargas utilizadas na maior parte dos casos serem bastante elevadas, como as dos primeiros 7 ensaios, o diâmetro do feixe é alterado para o dobro. Deste modo, a energia do laser é focada numa área superior em relação à área dos primeiros ensaios, ou seja, há uma maior dispersão da energia, levando a uma menor densidade energética. Em relação aos tipos de pulso utilizados, não se conseguiu observar uma diferença clara nos resultados obtidos, de forma a entender a sua influência na soldadura.

Na segunda fase de ensaios, após uma revisão bibliográfica mais aprofundada sobre este assunto e também com alguma experiência no manuseamento do equipamento, foram realizadas novas soldaduras. Nesta nova fase, utilizou-se como guia o estudo elaborado por Akman, et al. [97]. Nesse trabalho foram realizadas soldaduras por laser pulsado Nd:YAG, com um equipamento com 600 W de potência média em placas de Ti-6Al-4V com 3 mm de espessura. Desta forma, tentou-se reproduzir os mesmos parâmetros de soldadura, mas aplicados em placas com 5 mm de espessura e um equipamento de potência média 300 W. Foram utilizadas pequenas placas, com cerca de 20 mm de comprimento, para formarem juntas topo-a-topo. Houve alguns cuidados na preparação das juntas, nomeadamente: eliminação de arestas vivas provocadas pelo corte e lixagem, para que as superfícies encostem uma na outra o melhor possível. A utilização de um grampo permitiu fixar as placas, de modo a evitar que ocorra o desencostamento das superfícies da junta durante a

soldadura (ver Figura 160 b)). Nesta segunda fase, também foi utilizado um caudal de 12 l/min de árgon, apenas projetado na superfície superior da junta.

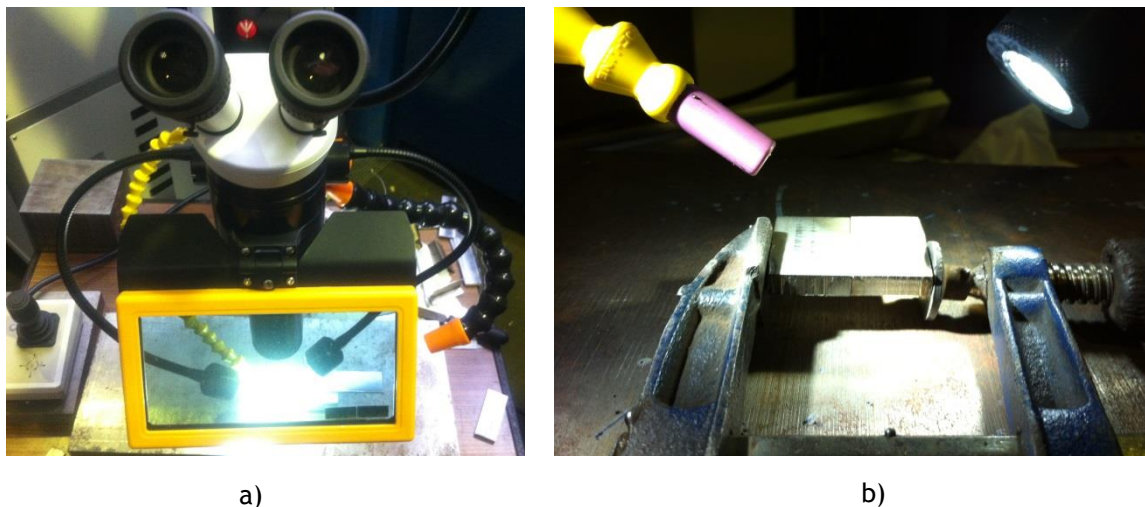



Figura 160 - a) binóculos e iluminação da Sisma SAW 300 b) fixação das placas por um grampo

Os parâmetros de soldadura utilizados na segunda fase de ensaios encontram-se na Tabela 54. Os parâmetros foram selecionados de maneira a que a energia de pulso se aproximasse dos valores usados no estudo elaborado por Akman, et al. [97]. Procedeu-se desta forma durante os primeiros quatro ensaios, sendo que nos restantes foram alterados os parâmetros de forma a aumentar a energia do pulso, e assim estudar a sua influência na soldadura. O equipamento de soldadura laser utilizado não dispõe da capacidade de definir a velocidade de varrimento do laser. Dada esta circunstância, tentou-se manter a velocidade de soldadura relativamente constante, estipulando-se uma velocidade de 1 mm/s. É ainda importante referir que nos ensaios 7, 8 e 9 não foram realizados em juntas, mas sim na superfície da barra.

Tabela 54- Parâmetros de soldadura laser utilizados na liga Ti-6Al-4V, na segunda fase de ensaios

Ensaio	Carga (%)	Duração do pulso (ms)	Energia do pulso (J)	Frequência (Hz)	Diâmetro do feixe (mm)	Tipo de pulso
1	8	5	5,4	-	0,6	
2	20	5	9,6	-	0,7	
3	26	5	11,8	-	0,7	
4	34	5	14,9	7	0,7	
5	37	5	16,1	7	0,7	
6	42	5	18,2	7	0,7	
7	46	5	20	7	0,7	
8	32	7	19,8	7	0,7	
9	21	10	19,9	7	0,7	

O cordão de soldadura, obtido com os parâmetros do ensaio 1, acabou por fraturar assim que se pegou nas barras. Também para o ensaio 2, ocorreu a fratura do cordão quando este foi montado para amostra ao microscópio ótico (ver Figura 161). No caso do ensaio 5, o cordão obtido também fraturou durante o corte transversal para a preparação da amostra. Isto revela que a penetração da zona de fusão da soldadura era muito pequena para conseguir manter as duas partes unidas

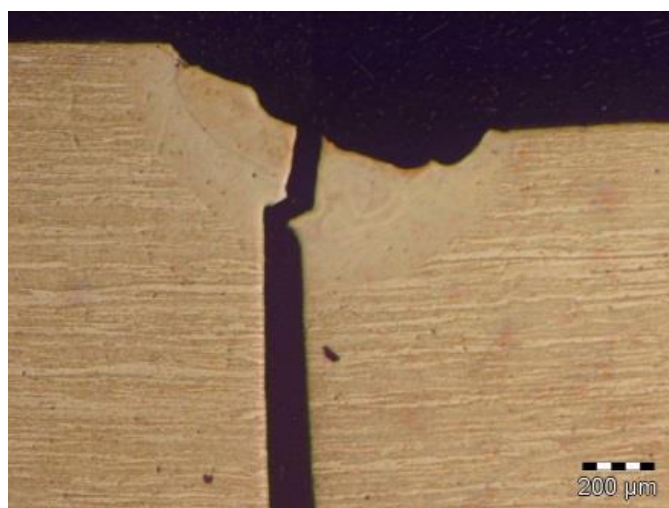


Figura 161 - Fratura do cordão obtido pelo ensaio 2

8.3.1 Morfologia do cordão de soldadura e análise microestrutural

Com exceção dos ensaios 1, 2 e 5, nos restantes ensaios a soldadura manteve-se. De modo a caracterizar a geometria dos cordões obtidos, estes foram cortados transversalmente para montagem em amostras, para visualização da sua secção no microscópio ótico. Para além da análise microestrutural efetuada, também foi feito um levantamento das dimensões da secção do cordão. A Figura 162 ilustra as dimensões medidas através do *software* do microscópio ótico. As dimensões assinaladas na Figura 162 como h2, h3 e h4, designam a penetração, abatimento e largura da zona de fusão, respetivamente. A dimensão h1 representa a largura da zona fusão mais a largura da ZAC.

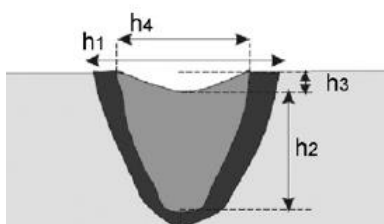


Figura 162- Caracterização dimensional da secção da soldadura.

Fonte: [97]

A Tabela 55 apresenta as dimensões dos cordões para cada ensaio e a Figura 163 ilustra a microestrutura dos mesmos.

Tabela 55 - Dimensões dos cordões de soldadura laser

Ensaio	h1 (mm)	h2 (mm)	h3 (mm)	h4 (mm)
3	1,102	0,353	-	0,698
4	1,627	1,463	-	0,1518
6	1,912	1,155	0,055	1,813
7	2,117	2,07	0,241	1,848
8	1,634	1,006	0,057	1,397
9	2,54	0,178	-	2,018

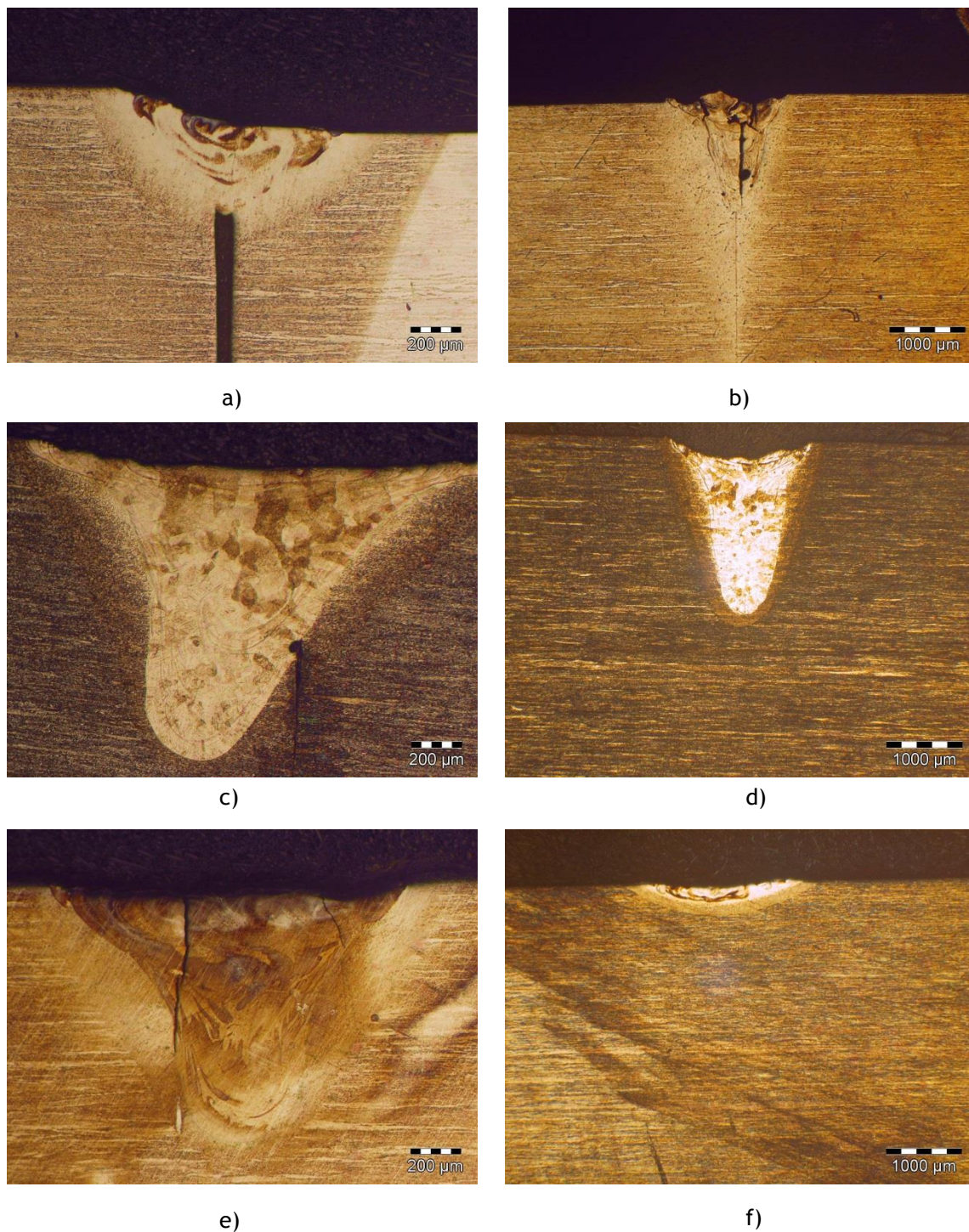


Figura 163 - Microestruturas da secção dos cordões de soldadura obtidas por laser: a) 3º ensaio; b) 4º ensaio; c) 6º ensaio; d) 7º ensaio; e) 8º ensaio; f) 9º ensaio

Pela análise das imagens da Figura 163 e da Tabela 55, o ensaio 7 foi aquele onde se obteve maior penetração. A soldadura deste ensaio não foi realizada em junta, mas sim na superfície da barra,

pelo que se pode concluir que o estado em que se encontra a junta tem influência na penetração. A obtenção deste resultado vai de encontro com facto de a soldadura à superfície da barra ser considerada uma “junta perfeita”, pois não existe desalinhamento nem desencosto de superfícies. Por outro lado, nas juntas topo-a-topo pode ocorrer esse tipo de situações, como é demonstrado pela Figura 163 a). A soldadura realizada em junta onde se obteve maior penetração foi a do ensaio 6. A junta deste último ensaio, em comparação com a junta do ensaio 3, encontra-se muito mais alinhada e com as superfícies mais próximas uma da outra. Um outro facto que também pode ser observado é que, à medida que a energia do pulso foi aumentando, a penetração da soldadura também aumentou, com exceção do 9º ensaio. Neste último, o modo de soldadura deu-se sob a forma de condução.

Akman, et al. [97] concluíram no seu estudo que o pico de potência é o parâmetro mais importante na determinação da profundidade de penetração, e que, por sua vez, este é resultante do quociente entre a energia do pulso e a duração do mesmo. Sendo assim, para o ensaio 6, o pico de potência é de 3,6 kW. Nesse estudo, os picos de potência variaram entre os 1,12 kW e os 3 kW e, para este último pico, a penetração obtida foi de 2,82 mm. Contudo, comparando a penetração obtida com a penetração obtida por [97] para o mesmo pico de potência, existem diferenças significativas. Por exemplo, o ensaio 4 tem uma potência de pico de 3 kW e a penetração obtida foi de 1,46 mm, ou seja, cerca de metade da obtida por [97] para a mesma potência. Para além disso, o cordão do ensaio 4 apresenta múltiplas fissuras, enquanto o cordão obtido por Akman, et al. [97] é isento dessas falhas, como se pode ver pela Figura 164.

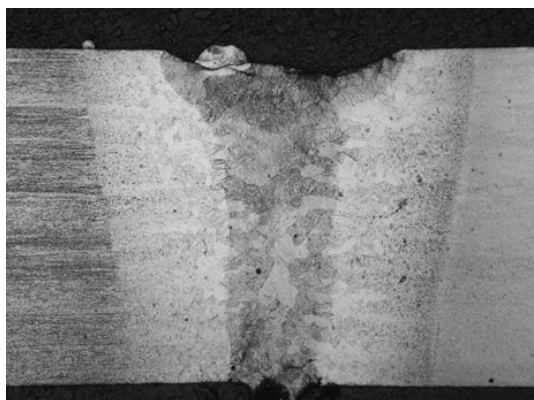


Figura 164 - Penetração da soldadura para uma potência de pico de 3 kW

Fonte: [97]

A secção do cordão de soldadura do 7º ensaio foi ampliada para uma melhor visualização da sua microestrutura, no sentido de investigar as mudanças microestruturais ocorridas (ver Figura 165). Assim como na soldadura TIG se observam três zonas distintas (ZF, ZAC e MB), no caso da soldadura

laser também se verifica o mesmo. A microestrutura obtida pelo processo laser é semelhante à obtida na soldadura TIG, com a exceção dos seguintes aspetos: no que diz respeito à zona de fusão, o grão não é tão grosseiro quanto no processo TIG, mas também existe a formação da fase α acicular intragranular. Um outro aspeto a realçar é que, para além da largura da ZAC ser inferior à do processo TIG, a sua microestrutura também é bastante parecida com a do material base. Enquanto na soldadura TIG, a ZAC sofre uma maior alteração microestrutural. Akman, et al. [97], no seu estudo, observaram que a ZAC era constituída pelas fases: α acicular martensítica, α acicular e por α primária, enquanto na zona de fusão da soldadura a fase α acicular era martensite [97].

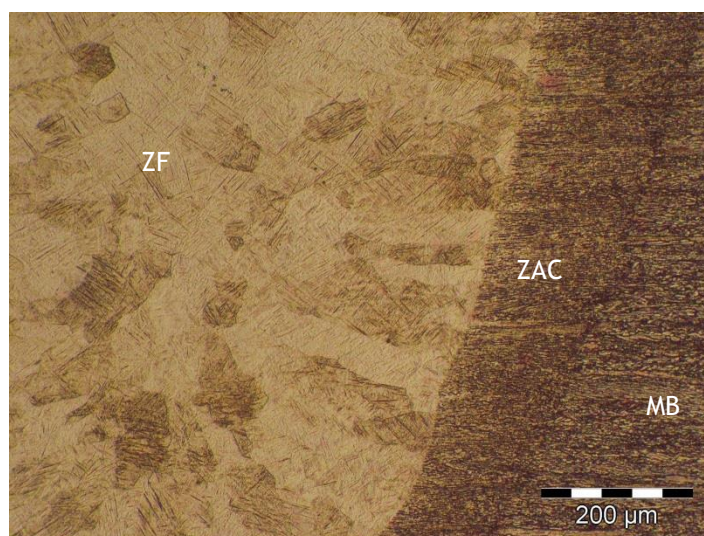


Figura 165 - Microestrutura da soldadura laser obtida no 7º ensaio

8.3.2 Medição de microdurezas

Uma vez que não foram obtidas penetrações totais, não foram efetuados ensaios de tração para poder caracterizar as propriedades mecânicas da junta soldada. A medição de durezas foi a única propriedade mecânica avaliada. Além disso, a sua medição pode ajudar a identificar se ocorreu a formação da fase α acicular martensítica na zona de fusão, dado que esta fase é caracterizada por apresentar uma dureza elevada.

A amostra do 6º ensaio foi a utilizada na medição desta propriedade e foram realizadas duas medições na secção do cordão de soldadura: uma na vertical e outra na horizontal. A medição vertical foi realizada ao longo de 0,6 mm do eixo vertical da secção da soldadura, e a medição horizontal foi realizada no espaçamento das calotes verticais, situadas entre os 0,2 mm e os 0,3

mm. Os gráficos das Figura 166 e Figura 167 apresentam os perfis de dureza obtidos para a medição vertical e horizontal, respetivamente. A Tabela 56 resume os valores das microdurezas obtidas e os compara com outros dados existentes.

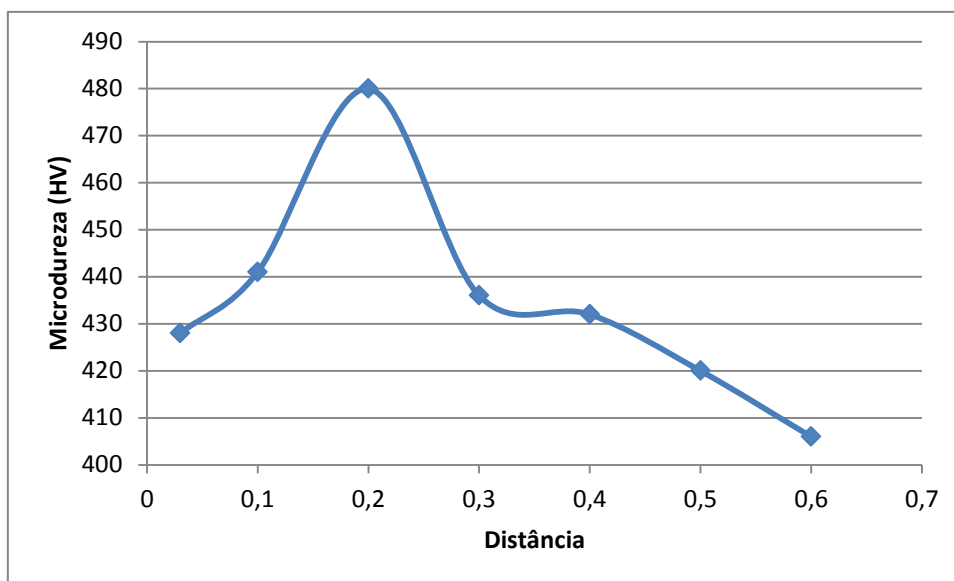


Figura 166 - Perfil de microdurezas da soldadura laser medido na vertical

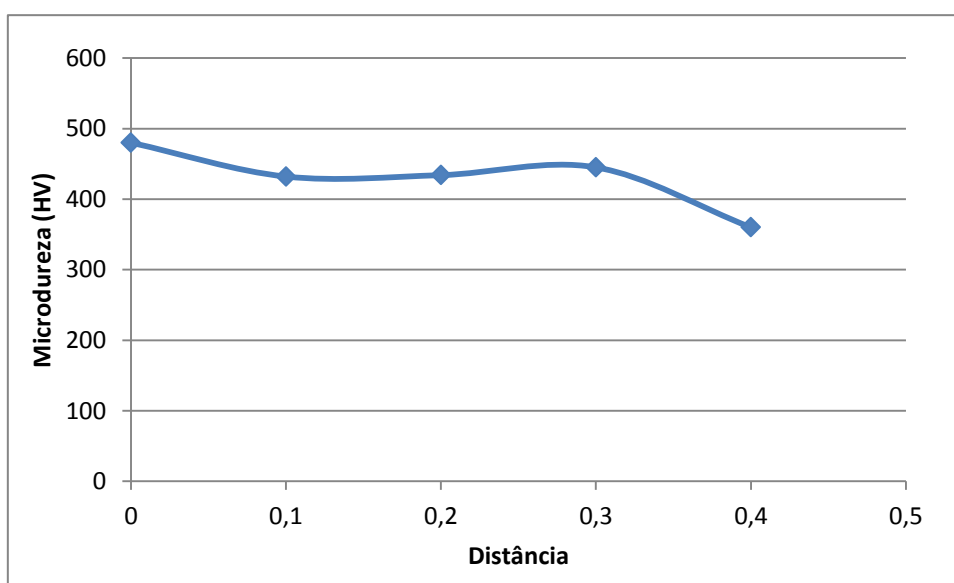


Figura 167 - Perfil de microdurezas da soldadura laser medido na horizontal

Tabela 56- Resumo das microdurezas obtidas na soldadura laser e comparação com outros dados

	Vertical	Horizontal	Material base
Microdureza média	435	430	334
Estado da Arte [88]	-	364	313

Assim como foi observado para a soldadura TIG, também para a soldadura laser a microdureza vai diminuindo à medida que se vai afastando do centro da zona de fusão. O valor médio da microdureza para cada uma das direções é semelhante, daí que se considere que a zona de fusão tenha uma dureza média de 433 HV. Esta dureza é cerca de 30% e 22% superior à do material base e à da dureza obtida pelo processo de soldadura TIG. Uma vez que a dureza obtida pela soldadura laser é tão elevada, considera-se que a fase α acicular presente na zona de fusão seja martensite. Em vários estudos sobre soldadura laser têm sido reportadas elevadas durezas, devido ao arrefecimento bastante rápido da zona de fusão, que leva à transformação da fase β em fase α acicular martensítica ([98], [87]).

9 Conclusões

Embora só tenham sido efetuados trabalhos práticos na soldadura TIG e laser, estes processos são os mais indicados para a reparação de próteses, uma vez que permitem soldar em qualquer geometria. Enquanto outros, como a soldadura por resistência e por fricção, são preferencialmente realizados em superfícies mais simples e planas.

A soldadura TIG, até ao momento, apresenta-se como o processo mais indicado para a reparação de próteses, pois permite a adição de material para o preenchimento de cavidades. Enquanto a soldadura laser, por norma, realiza soldaduras autogéneas, o que no caso do preenchimento de defeitos profundos, poderá ser ineficiente. As propriedades mecânicas das juntas de soldadura revelam que a resistência mecânica da liga não é significativamente afetada, à exceção da ductilidade. Foi obtida uma extensão após rotura média de 3%, enquanto a norma ASTM F1108-88 define o mínimo de 8%. A diminuição da ductilidade está relacionada com a modificação microestrutural da zona de fusão, podendo ter ocorrido a formação de uma pequena quantidade de fase α acicular martensítica, uma vez que a dureza na região soldada é ligeiramente superior à do material base. Além disso, também foi verificado um aumento significativo do tamanho do grão da prótese reparada. No entanto, o tamanho do grão poderá ser reduzido posteriormente com um recozimento de normalização.

Pela revisão bibliográfica realizada, de facto a soldadura laser tem as suas vantagens em relação ao processo TIG, como por exemplo a obtenção de um cordão estreito e de menor largura da ZAC, como foi observado na parte prática. Contudo, este tipo de soldadura não é de fácil realização, pois a soldadura depende de inúmeros fatores. Para além dos fatores intrínsecos ao laser, existem outros, como a própria potência média do equipamento e a experiência de quem está a realizar a soldadura. Foi constatado que a penetração da soldadura aumentou com a densidade energética. No entanto, não foram conseguidas penetrações totais. Para além dos parâmetros de soldadura poderem estar desajustados, acrescenta-se o facto de o laser utilizado ser pulsado e ter uma potência média relativamente baixa. Para realizar soldaduras com penetração total numa barra com 5 mm de espessura, poderá ser necessário recorrer a um laser contínuo, para se obterem maiores densidades energéticas.

10 Trabalhos futuros

Dada a diversidade de processos de soldadura e também o tempo limite para a realização da dissertação, nem sempre é possível concretizar todos os objetivos pretendidos. Deste modo, havendo a possibilidade, existe uma série de trabalhos que podem ser realizados para completar esta dissertação, tais como:

- Construção de uma câmara de purga para soldadura TIG, evitando desta forma a necessidade de utilizar múltiplas proteções gasosas. A soldadura utilizando uma câmara de purga poderá ter as suas vantagens, uma vez que não é necessário projetar o gás diretamente para a região da soldadura, reduzindo assim a turbulência do banho de fusão e, consecutivamente, a probabilidade de existirem poros;
- Observação ao microscópio eletrónico e análise por difração de raios-X, para identificar a presença da fase α acicular martensítica;
- Efetuar um tratamento térmico de recozimento de normalização nas prótese reparadas, para verificar se o tamanho dos grãos das regiões soldadas é reduzido e se estes se aproximam mais do tamanho dos grãos do material base;
- Realização de mais ensaios na soldadura laser, para compreender melhor a influência de cada um dos parâmetros de soldadura. Para além disto, também seria interessante avaliar a influência deste processo utilizando material de adição;
- Ensaio sobre a soldabilidade de ligas β . Como foi referido na revisão bibliográfica, este tipo de ligas poderá ser o futuro das ligas utilizadas em implantes, pois as suas propriedades mecânicas são semelhantes às do osso humano. Contudo, estas ligas apresentam uma menor soldabilidade, em relação às ligas $\alpha + \beta$. Dadas estas circunstâncias, seria interessante preparar experiências para soldaduras neste tipo de liga.

11 Referências Bibliográficas

- [1] G. Lütjering and J. C. Williams, *Titanium*: Springer, 2007.
- [2] (2014, Novembro). *Mineral-s*. Available: <http://www.mineral-s.com/rutilo.html>
http://www.fabreminerals.com/search_show.php?SECTION=RSAFR&CODE=MC9K7&LANG=ES
- [3] C. Leyens and M. Peters, *Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications*: Wiley, 2006.
- [4] (2011, Outubro). *Osaka Titanium Technologies Seeks Stable Sponge Material Procurement*. Available: <http://www.japanmetallbulletin.com/?p=17804>
- [5] F. Cardarelli, *Materials Handbook: A Concise Desktop Reference*: Springer, 2008.
- [6] F. Weng, C. Chen, and H. Yu, "Research status of laser cladding on titanium and its alloys: A review," *Materials & Design*, vol. 58, pp. 412-425, 6// 2014.
- [7] W. Zhang, Z. Zhu, and C. Y. Cheng, "A literature review of titanium metallurgical processes," *Hydrometallurgy*, vol. 108, pp. 177-188, 7// 2011.
- [8] (2011, Outubro). *Titanium: Kroll Method*. Available: <https://www.youtube.com/watch?v=oWyrzZh3We0>
- [9] S. Seong, O. Younossi, and B. W. Goldsmith, *Titanium: Industrial Base, Price Trends, and Technology Initiatives*: Ebsco Publishing, 2009.
- [10] (2012, Outubro). *US Titanium Alloys Makers Strategy : offer more than just metal to the aerospace industry*. Available: <http://www.france-metallurgie.com/index.php/2012/12/17/heard-off-the-street-aerospace-firms-facing-a-dilemma/#sthash.w92QOYad.lgsv6Mxf.dpuf>
- [11] (Outubro). *Open-die forging*. Available: <http://www.aubertduval.com/forging/open-die-forging.html>
- [12] T. Lad. (2012, Outubro). *VAR Furnace*. Available: http://isambardkingdom.com/?attachment_id=583
- [13] U. S. D. o. E. O. o. E. Efficiency, R. Energy, O. R. N. Laboratory, H. V. P. M. Program, and E. Technologies, *Summary of Emerging Titanium Cost Reduction Technologies*: EHK Technologies, 2003.
- [14] C. Cui, B. Hu, L. Zhao, and S. Liu, "Titanium alloy production technology, market prospects and industry development," *Materials & Design*, vol. 32, pp. 1684-1691, 3// 2011.
- [15] C. R. Nagesh and C. S. Ramachandran, "Electrochemical process of titanium extraction," *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 17, pp. 429-433, 4// 2007.
- [16] F. Cardarelli, "Pouring molten material into electrochemical reactor, covering with electrolyte and deoxidizing; purity, low cost," ed: Google Patents, 2009.
- [17] F. H. S. Froes, "Current and emerging opportunities in Titanium's expanding market," *JOM*, vol. 59, pp. 27-27, 2007/06/01 2007.
- [18] P. Dewhurst, "Titanium Sponge Supply-past, present and future," 2013.
- [19] C. Veiga, J. P. Davim, and A. J. R. Loureiro, "Properties and applications of titanium alloys: A brief review," *Reviews on Advanced Materials Science*, vol. 32, pp. 133-148, 2012.
- [20] TIMET, "TIMET annual report," ed, 2011.
- [21] (2012, Novembro). *Global and China Titanium Industry Report, 2012*. Available: <http://www.researchinchina.com/Htmls/Report/2013/6611.html>
- [22] M. Gabriel, "Titanium USA 2013 Summary " October 2013 2013.
- [23] B. Bihlman, "Titanium Supply Chain Trends for the Aerospace Industry," ed, 2014.
- [24] (2009, Novembro). Available: <http://www.amg-nv.com/Innovation/Titanium-Aluminide/default.aspx>

- [25] M. d. S. Rocha, "Desenvolvimento do processo de produção de próteses crânio-maxilofaciais por processos alternativos à fundição," M.a, FEUP, 2014.
- [26] S. C. Rick Schulte, "TITANIUM Europe 2013 Summary International Titanium Association," Março 2013 2013.
- [27] C. N. Elias, J. H. C. Lima, R. Valiev, and M. A. Meyers, "Biomedical applications of titanium and its alloys," *JOM*, vol. 60, pp. 46-49, 2008/03/01 2008.
- [28] F. H. Froes, H. Friedrich, J. Kiese, and D. Bergoint, "Titanium in the family automobile: The cost challenge," *JOM*, vol. 56, pp. 40-44, 2004/02/01 2004.
- [29] M. J. Jackson and W. Ahmed, *Surface Engineered Surgical Tools and Medical Devices*: Springer, 2007.
- [30] M. J. Donachie, *Titanium : a technical guide*. Materials Park, OH: ASM International, 2000.
- [31] I. C. RTI International Metals, "Titanium alloy guide," ed.
- [32] F. A. d. S. Gomes, "Comparação de processos de fabrico aditivo que utilizam metais," M.e, FEUP, 2014.
- [33] R. K. Nalla, R. O. Ritchie, B. L. Boyce, J. P. Campbell, and J. O. Peters, "Influence of microstructure on high-cycle fatigue of Ti-6Al-4V: Bimodal vs. lamellar structures," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 33, pp. 899-918, 2002/03/01 2002.
- [34] J. Sieniawski, W. Ziaja, K. Kubiak, and M. Motyka, *Microstructure and Mechanical Properties of High Strength Two-Phase Titanium Alloys*, 2013.
- [35] M. Simonelli, "Microstructure evolution and mechanical properties of selective laser melted Ti-6Al-4V," PhD PhD, Loughborough University, 2014.
- [36] J. Lapin, *TiAl-BASED ALLOYS: PRESENT STATUS AND FUTURE PERSPECTIVES*, 2009.
- [37] K. K. R. R. N. M. W. T. S. Sudarshan, "Microstructure and mechanical properties of consolidated gamma titanium aluminides," *Powder Metallurgy*, vol. 50, pp. 21-27, 2007.
- [38] B. I. Jovanović M.T., Mišković Z., Zec S., "Precision cast Ti-based alloys: Microstructure and mechanical properties," *Metalurgija*, vol. 15, pp. 53-59, 2009.
- [39] T. Tetsui, "Development of a TiAl turbocharger for passenger vehicles," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 329–331, pp. 582-588, 6// 2002.
- [40] C. Quality. (Dezembro). Available: <http://www.castingquality.com/casting-technology/investment-casting-tech/investment-casting-process.html>
- [41] J. D. C. Cotton, L. P. ; Phelps, H. R., "Titanium investment casting defects: A metallographic overview," *JOM*, vol. 58, pp. 13-16, 2006/06/01 2006.
- [42] M. J. Donachie, *Titanium: A Technical Guide, 2nd Edition*: ASM International, 2000.
- [43] M. N. G. L. Nastac, I. Ucock, K. L. Klug, and W. T. Tack, "Advances in investment casting of Ti–6Al–4V alloy: a review," *International Journal of Cast Metals Research*, vol. 19, pp. 73-93, 2006.
- [44] *AWS D1. 9/D1. 9M-2007, Structural Welding Code - Titanium*: American Welding Society, 2007.
- [45] F. F. R. d. A. Torres, "Otimização do processo de obtenção de peças em aluminetos de titânio por fundição de precisão," M.e, FEUP, 2014.
- [46] J. M. C. LEITE, "DESENVOLVIMENTO DA METODOLOGIA DE PROJETO E FABRICO DE PRÓTESES ARTICULARES," M.e, FEUP, 2014.
- [47] N. L. d. S. d. S. Pires, "Projeto e otimização de sistemas de alimentação e gitagem para peças em aluminetos de titânio," M.e, FEUP, 2014.
- [48] N. E. M. K Mutombo, P. Rossouw, "Characterization of alpha-case layer on Ti6Al4V Investment Casting," 2011.
- [49] K. Mutombo, P. Rossouw, and G. Govender, "Chemically milled alpha-case layer from Ti-6Al-4V alloy investment cast," *5th International Conference on Light Metals Technology, July 19, 2011 - July 22, 2011*, vol. 690, pp. 477-480, 2011.
- [50] Emok. (2008). *Mechanical filtering of surface finish trace*. Available: http://commons.wikimedia.org/wiki/File:Mechanical_filtering_of_surface_finish_trace.svg

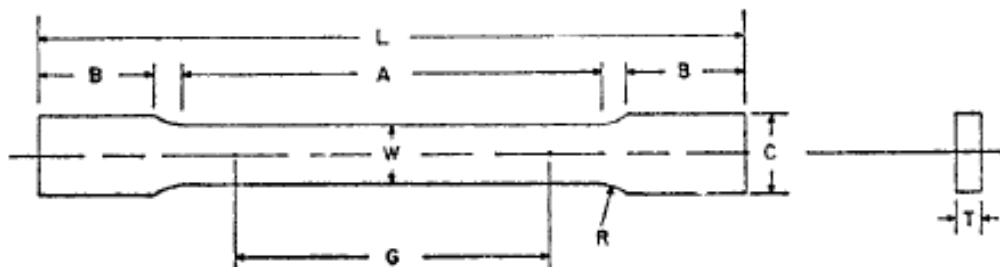
- [51] Matsuzawa. (2012, Janeiro). Available: <http://www.matsuzawa-ht.com/us/>
- [52] (2011, Janeiro). *3-D Scanner Gets the Blues*. Available: <http://www.qualitydigest.com/inside/quality-insider-news/3-d-scanner-gets-blues.html>
- [53] L. Jeffus, *Welding: Principles and Applications*: Cengage Learning, 2011.
- [54] N. Ahmed, *New Developments in Advanced Welding*: CRC Press, 2005.
- [55] T. Otani, "Titanium Welding Technology," 2007.
- [56] "Soldadura MIG/MAG," vol. 5, ed: FEUP.
- [57] E. G. Hornberger, *The Practical Reference Guide for Welding Titanium*: American Welding Society, 1999.
- [58] K. Weman, *Welding Processes Handbook*: Elsevier Science, 2011.
- [59] ESAB. (Janeiro). *Soldagem MIG/MAG*. Available: http://www.esab.com.br/br/pt/education/apostilas/upload/1901104rev0_apostilasoldagemmigmag_low.pdf
- [60] W. Lucas, *TIG and plasma welding : process techniques, recommended practices and applications*. Cambridge, England: Abington, 1990.
- [61] I. Fernandes, "Processo de Soldadura com Eléctrodo não consumível de Tungsténio e Protecção Gasosa Inerte," ed: Instituto de Soldadura e Qualidade.
- [62] A. W. Society, A. W. S. C. o. F. Metals, A. Materials, A. W. S. T. A. Committee, and A. N. S. Institute, *AWS A5. 16-A5. 16M-2013 (ISO 24034-2010 MOD), Specification for Titanium and Titanium-Alloy Welding Electrodes and Rods*: American Welding Society, 2013.
- [63] W. Shop. (Janeiro). Available: http://www.weldingshop.co.uk/welding-consumables-c-1/tig-torch-consumables-c-1_25/generic-weldcraft-wp-17-18-26-tig-torches-and-consumables-c-1_25_87/
- [64] C. Industry. (2014, Janeiro). Available: <http://www.cimindustry.com/article/welding/5-tips-for-improving-gtaw-efficiency>
- [65] A. W. Society, *Welding handbook: Welding process*, 8th ed. vol. 2.
- [66] J. Niagaj, "Peculiarities of A-TIG Welding of Titanium and its Alloys," *Archives of Metallurgy and Materials*, vol. 57, pp. 39-44, 2012.
- [67] P. J. Modenesi, "A química da formação do cordão na soldagem TIG," *Soldagem & Inspeção*, vol. 18, pp. 287-300, 2013.
- [68] C. Rosellini and L. Jarvis, "The keyhole TIG welding process: a valid alternative for valuable metal joints," *Welding International*, vol. 23, pp. 616-621, 2009/08/01 2009.
- [69] (Janeiro). *Macrographs & Micrographs*. Available: <http://www.k-tig.com/downloads/K-TIG-Macro&Micrographs.pdf>
- [70] J. Ault, J. Pillers, and S. Veeck, "The GTAW of Ti-6Al-4V castings and its effect on microstructural and mechanical properties," *JOM*, vol. 57, pp. 62-65, 2005/11/01 2005.
- [71] T. S. Balasubramanian, M. Balakrishnan, V. Balasubramanian, and M. A. M. Manickam, "Influence of welding processes on microstructure, tensile and impact properties of Ti-6Al-4V alloy joints," *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 21, pp. 1253-1262, 6// 2011.
- [72] J. Luck and J. Fulcer, "Titanium welding 101: Best GTA practices," *Welding Journal (Miami, Fla)*, vol. 86, pp. 26-31, 2007.
- [73] L. S. Smith, M. Gittos, P. Threadgill, W. Institute, and T. I. Group, *Welding Titanium: A Designers and Users Handbook*: Titanium Information Group, 1999.
- [74] (Janeiro). *Huntingdon Fusion Techniques*. Available: <http://www.huntingdonfusion.com/index.php/en/>
- [75] "How To Use Your New Flexible Purge Chamber," C. Worldwide, Ed., ed, 2000.
- [76] (Janeiro). *Welding Inspection Integrity, safety & productivity through non-destructive testing solutions from GE's Inspection Technologies business* Available: <http://www.ge-mcs.com/download/GEIT-10018EN-WeldInspection.pdf>

- [77] (Janeiro). *BUYER'S GUIDE: K-TIG vs K-PAW*. Available: <http://innovativewelding.com.au/wp-content/uploads/2013/06/K-TIG-vs-K-PAW.pdf>
- [78] A. I. H. Committee and D. L. Olson, *ASM handbook: Welding, brazing, and soldering*: ASM International, 1993.
- [79] J.-c. Chen and C.-x. Pan, "Welding of Ti-6Al-4V alloy using dynamically controlled plasma arc welding process," *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 21, pp. 1506-1512, 7// 2011.
- [80] C. Dawes, *Laser Welding: A Practical Guide*: Abington, 1992.
- [81] J. Ion, *Laser Processing of Engineering Materials: Principles, Procedure and Industrial Application*: Elsevier Science, 2005.
- [82] J. Blackburn, "3 - Laser welding of metals for aerospace and other applications," in *Welding and Joining of Aerospace Materials*, M. C. Chaturvedi, Ed., ed: Woodhead Publishing, 2012, pp. 75-108.
- [83] E. Assunção, "Pós Graduação em Especialistas de Soldadura," ed: Instituto de Soldadura e Qualidade, 2013.
- [84] "Nd:YAG Laser Welding Guide," U. M. CORPORATION, Ed., ed, 2003.
- [85] (2015, Janeiro). *Applied Energy Systems, INC.* Available: <http://www.appliedenergysystems.com/Precision-Welding/Laser-Welding.aspx>
- [86] S. Prasad and E. A. Monaco Jr, "Repairing an implant titanium milled framework using laser welding technology: A clinical report," *The Journal of Prosthetic Dentistry*, vol. 101, pp. 221-225, 4// 2009.
- [87] A.-M. E.-B. T. DebRoy, "Nd-YAG Laser Beam and GTA Welding of Ti-6Al-4V Alloy," *International Journal of Engineering and Technical Research (IJETR)*, vol. 2, December 2014.
- [88] X.-L. Gao, L.-J. Zhang, J. Liu, and J.-X. Zhang, "A comparative study of pulsed Nd:YAG laser welding and TIG welding of thin Ti6Al4V titanium alloy plate," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 559, pp. 14-21, 1/1/ 2013.
- [89] T. Pasang, J. C. Sabol, W. Z. Misiolek, R. Mitchell, A. B. Short, and G. Littlefair, "Metallurgy and deformation of electron beam welded similar titanium alloys," *AIP Conference Proceedings*, vol. 1431, pp. 982-990, 2012.
- [90] R. Freeman, "1 - New welding techniques for aerospace engineering," in *Welding and Joining of Aerospace Materials*, M. C. Chaturvedi, Ed., ed: Woodhead Publishing, 2012, pp. 3-24.
- [91] M. M. Attallah and M. Preuss, "2 - Inertia friction welding (IFW) for aerospace applications," in *Welding and Joining of Aerospace Materials*, M. C. Chaturvedi, Ed., ed: Woodhead Publishing, 2012, pp. 25-74.
- [92] M. Atapour, A. Pilchak, G. S. Frankel, and J. C. Williams, "Corrosion behaviour of investment cast and friction stir processed Ti-6Al-4V," *Corrosion Science*, vol. 52, pp. 3062-9, 2010.
- [93] M. Esmaily, S. Nooshin Mortazavi, P. Todehfalah, and M. Rashidi, "Microstructural characterization and formation of α' martensite phase in Ti-6Al-4V alloy butt joints produced by friction stir and gas tungsten arc welding processes," *Materials & Design*, vol. 47, pp. 143-150, 5// 2013.
- [94] P. D. E. G. C. M. P. J. Cotton, "Mechanical Properties of Thick Section Titanium 6Al-4V Friction Stir and Electron Beam Welds," *The Minerals, Metals & Materials Society*, 2011.
- [95] N. Kahraman, "The influence of welding parameters on the joint strength of resistance spot-welded titanium sheets," *Materials & Design*, vol. 28, pp. 420-427, // 2007.
- [96] H. Liu, X. Dai, and B. Liang, "Study on microstructure and mechanical properties of ring welding seam in TA16 titanium alloy tube," *Procedia Engineering*, vol. 27, pp. 1723-1729, // 2012.
- [97] E. Akman, A. Demir, T. Canel, and T. Sinmazçelik, "Laser welding of Ti6Al4V titanium alloys," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 209, pp. 3705-3713, 4/21/ 2009.

- [98] A. Squillace, U. Prisco, S. Ciliberto, and A. Astarita, "Effect of welding parameters on morphology and mechanical properties of Ti–6Al–4V laser beam welded butt joints," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 212, pp. 427-436, 2// 2012.

Anexos

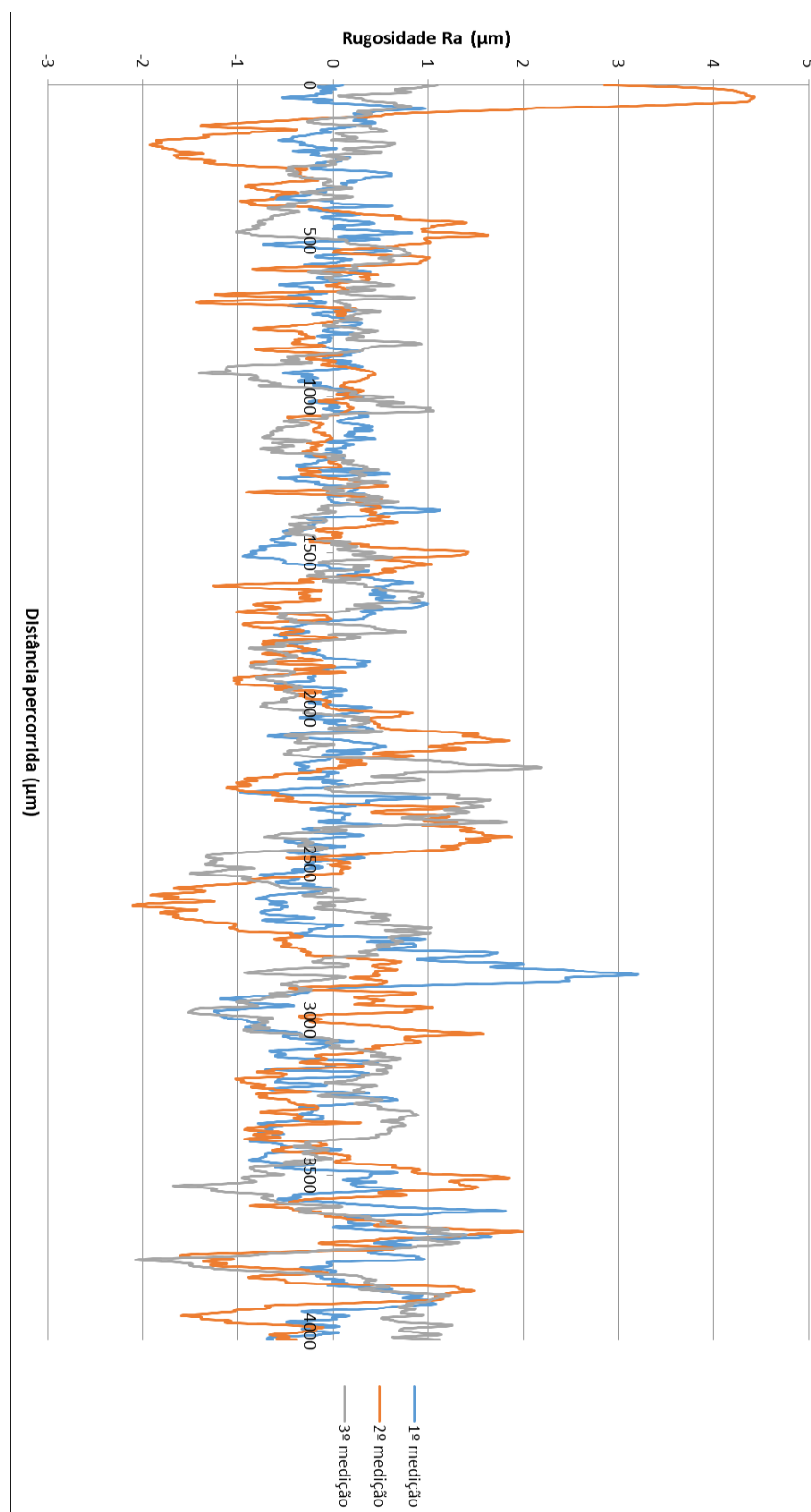
Anexo A: Dimensões do provete para ensaio de tração do provete



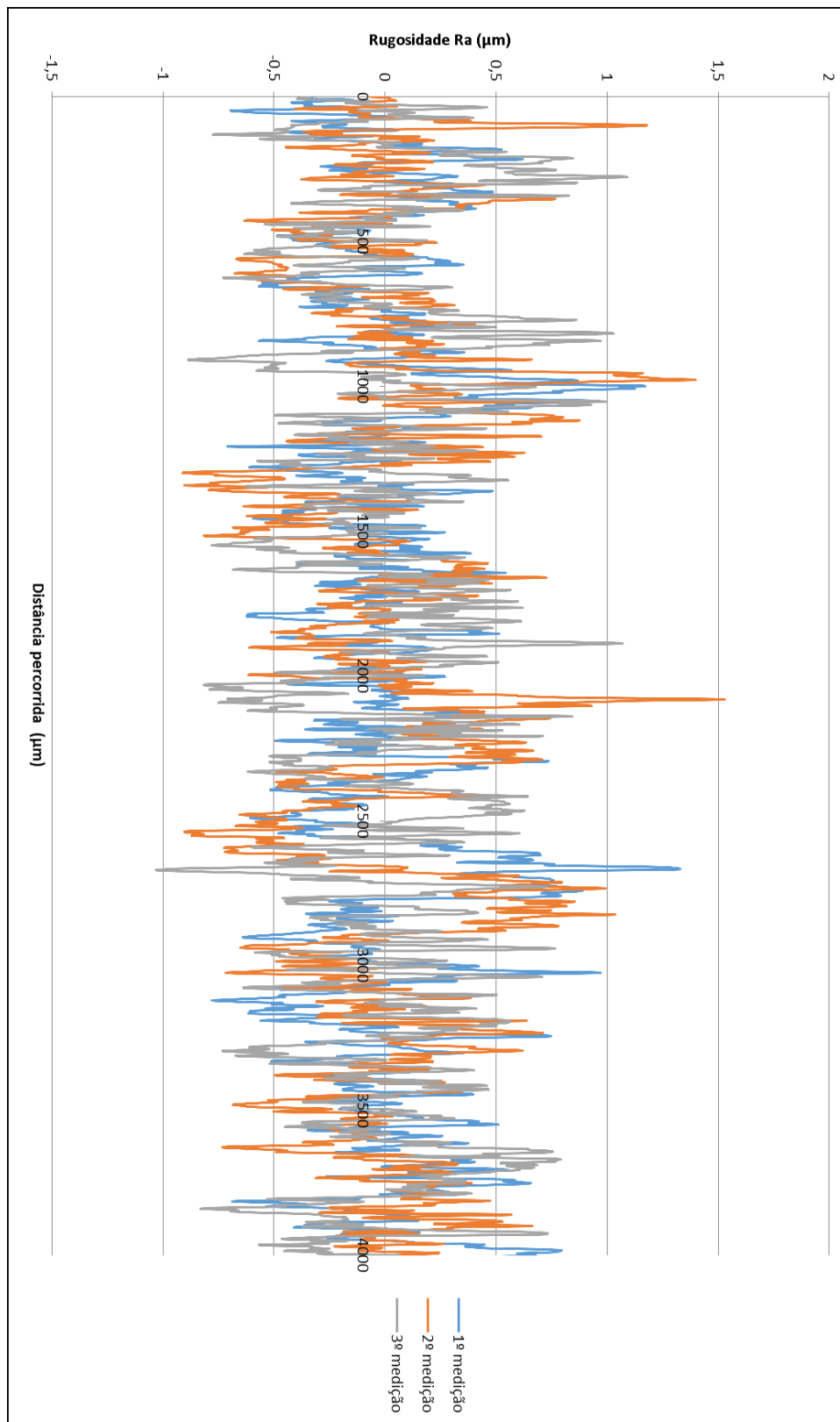
Medida	Dimensão (mm)
A	75
B	50
C	20
G	50
L	200
R	12,5
T	5
W	12,5

Anexo B: Perfis de rugosidade

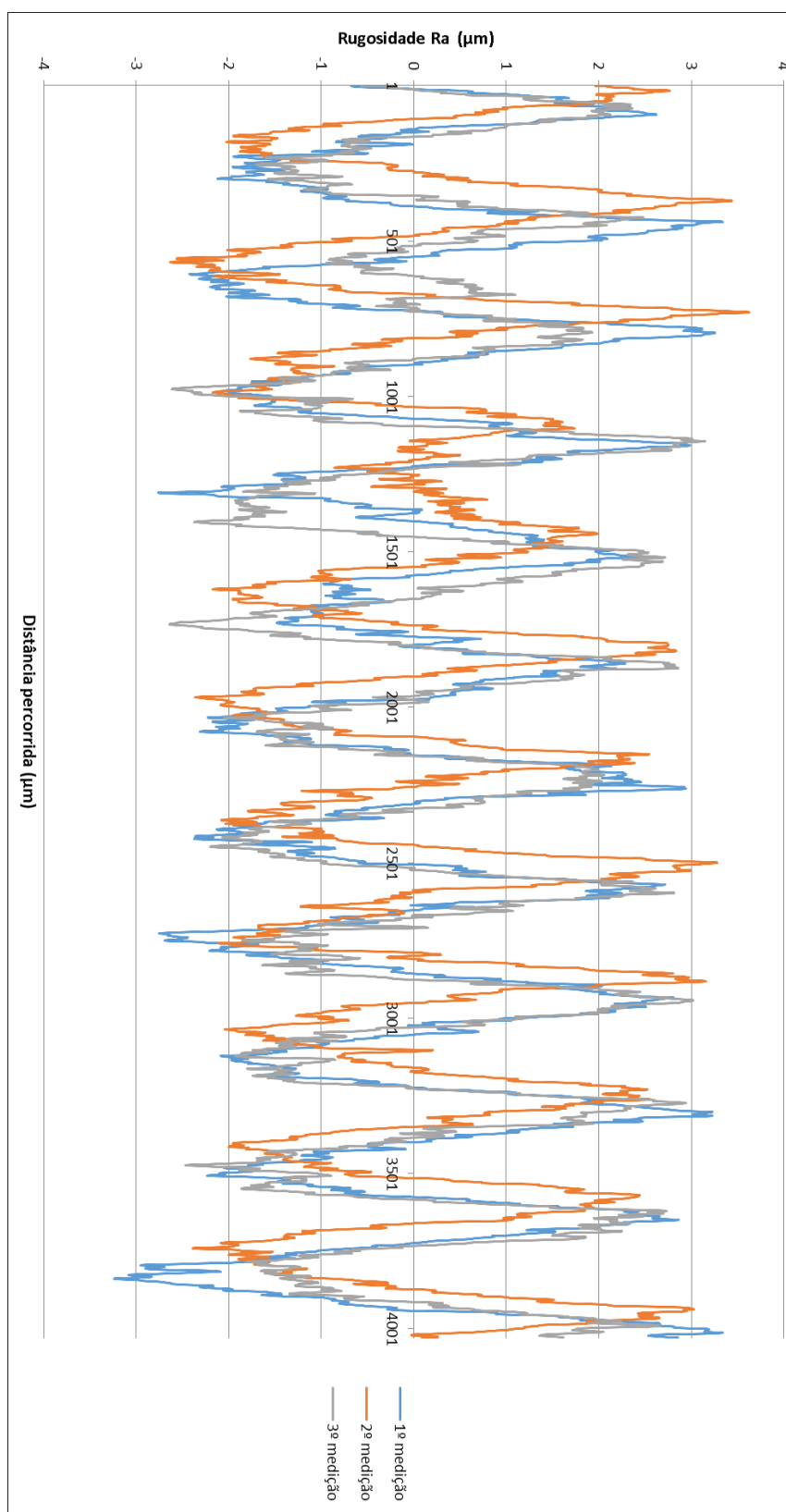
Rugosidade Ra na zona do material base medida axialmente, antes do processo de maquinagem química.



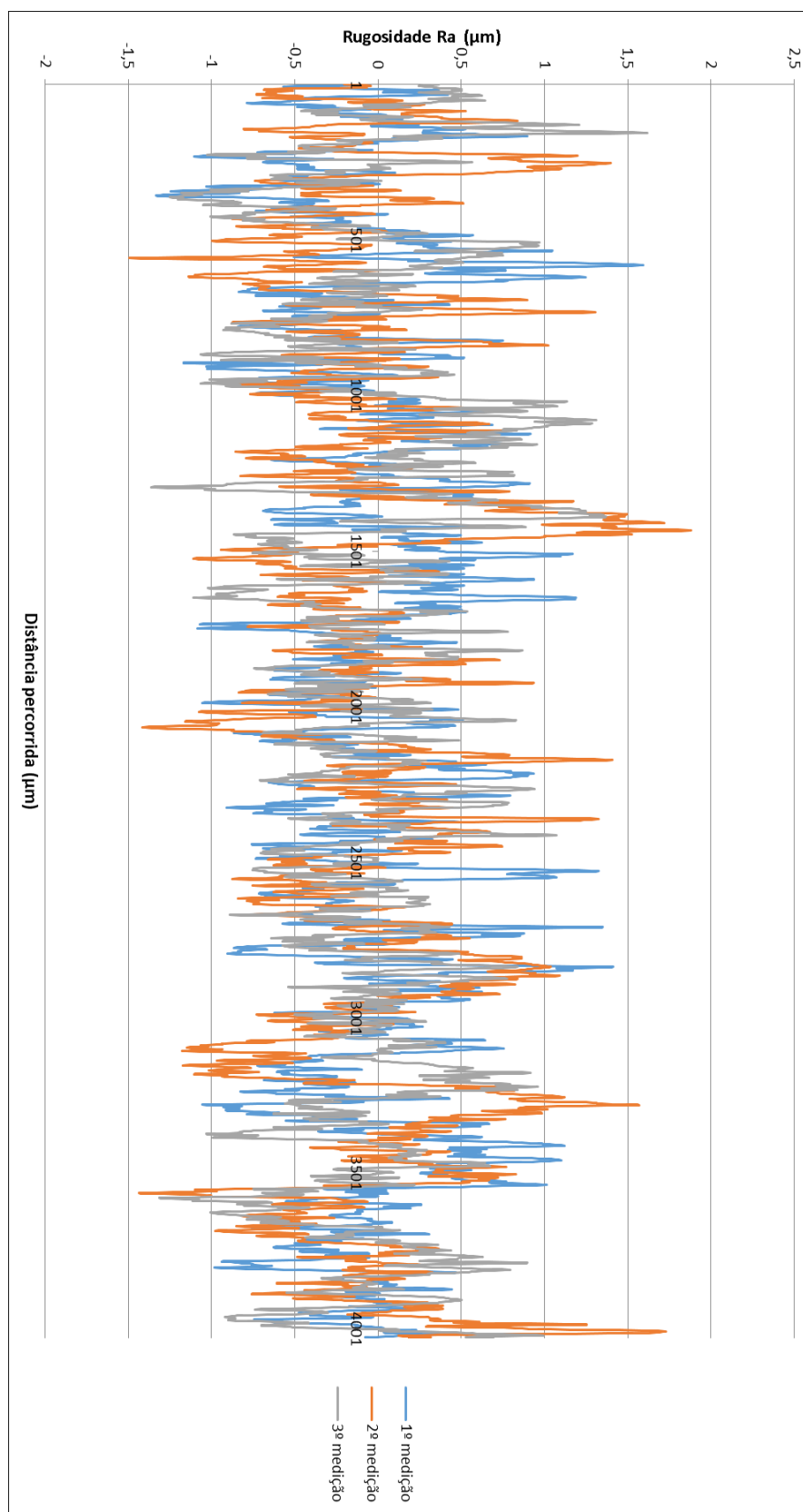
Rugosidade Ra na zona do material base medida transversalmente, antes do processo de maquinagem química.



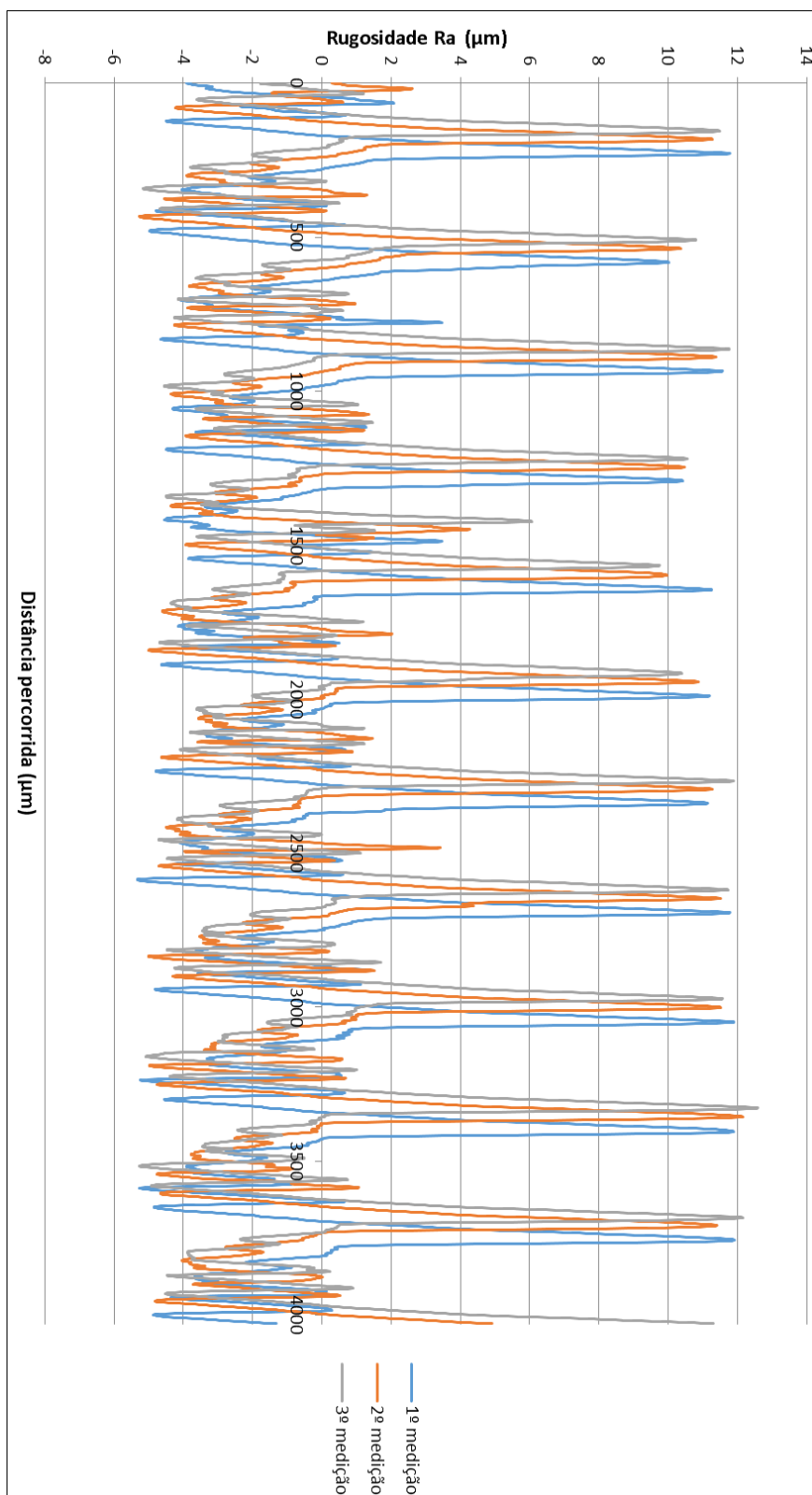
Rugosidade Ra na zona do material base medida axialmente, após o processo de maquinagem química



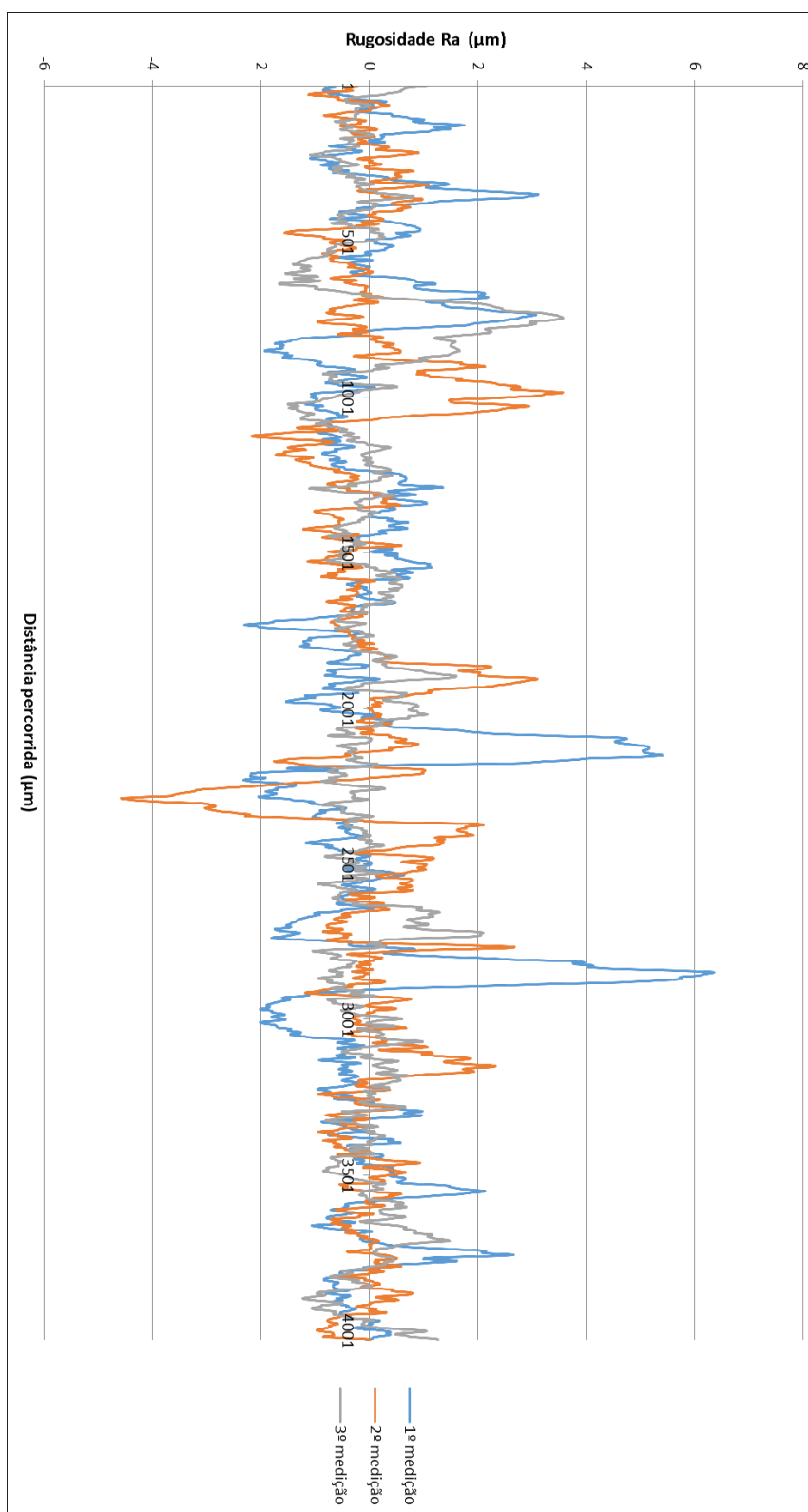
Rugosidade Ra na zona do material base medida transversalmente, após o processo de maquinagem química



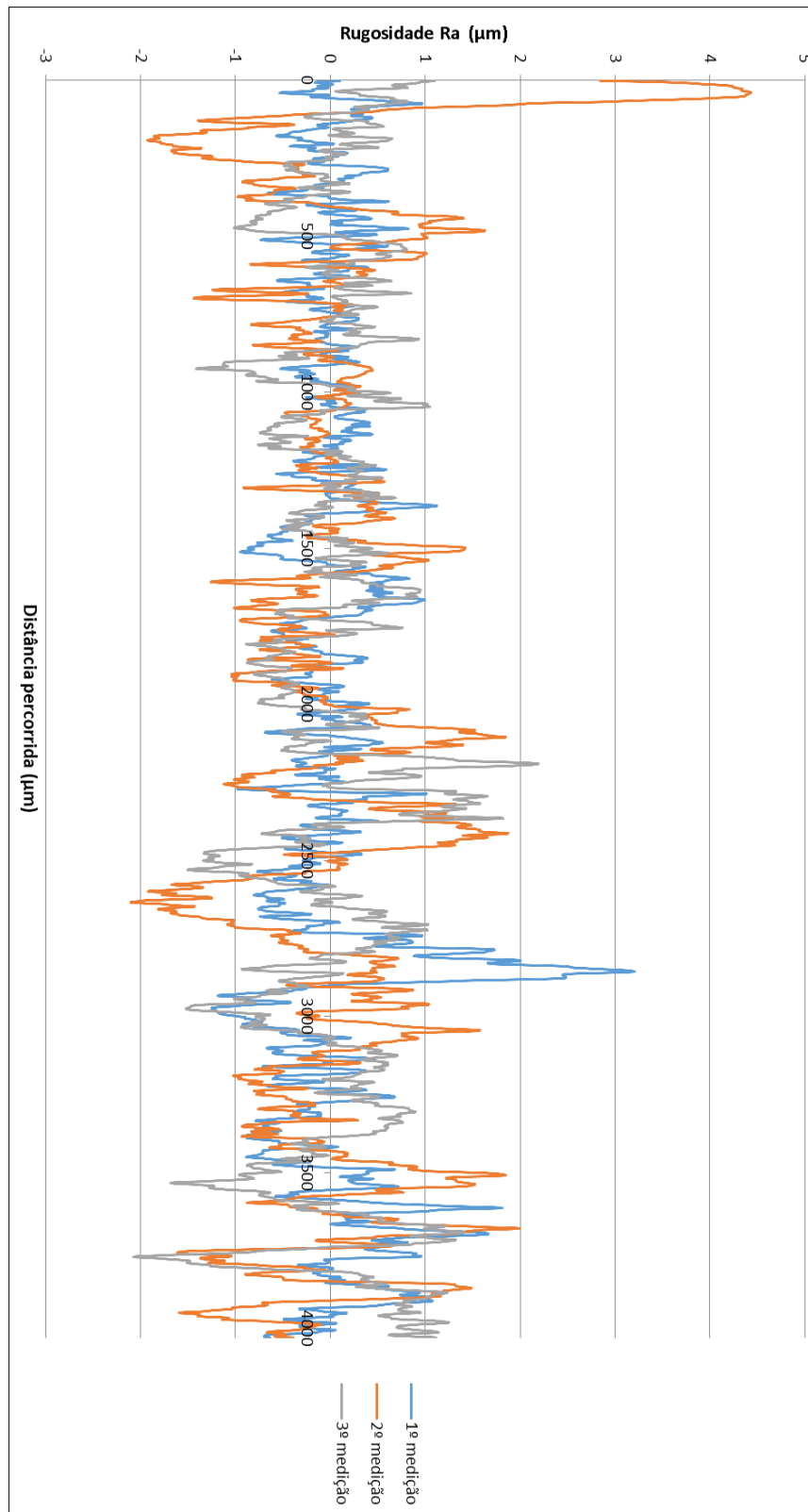
Rugosidade Ra na zona do furo reparado medida axialmente, antes do processo de maquinagem química



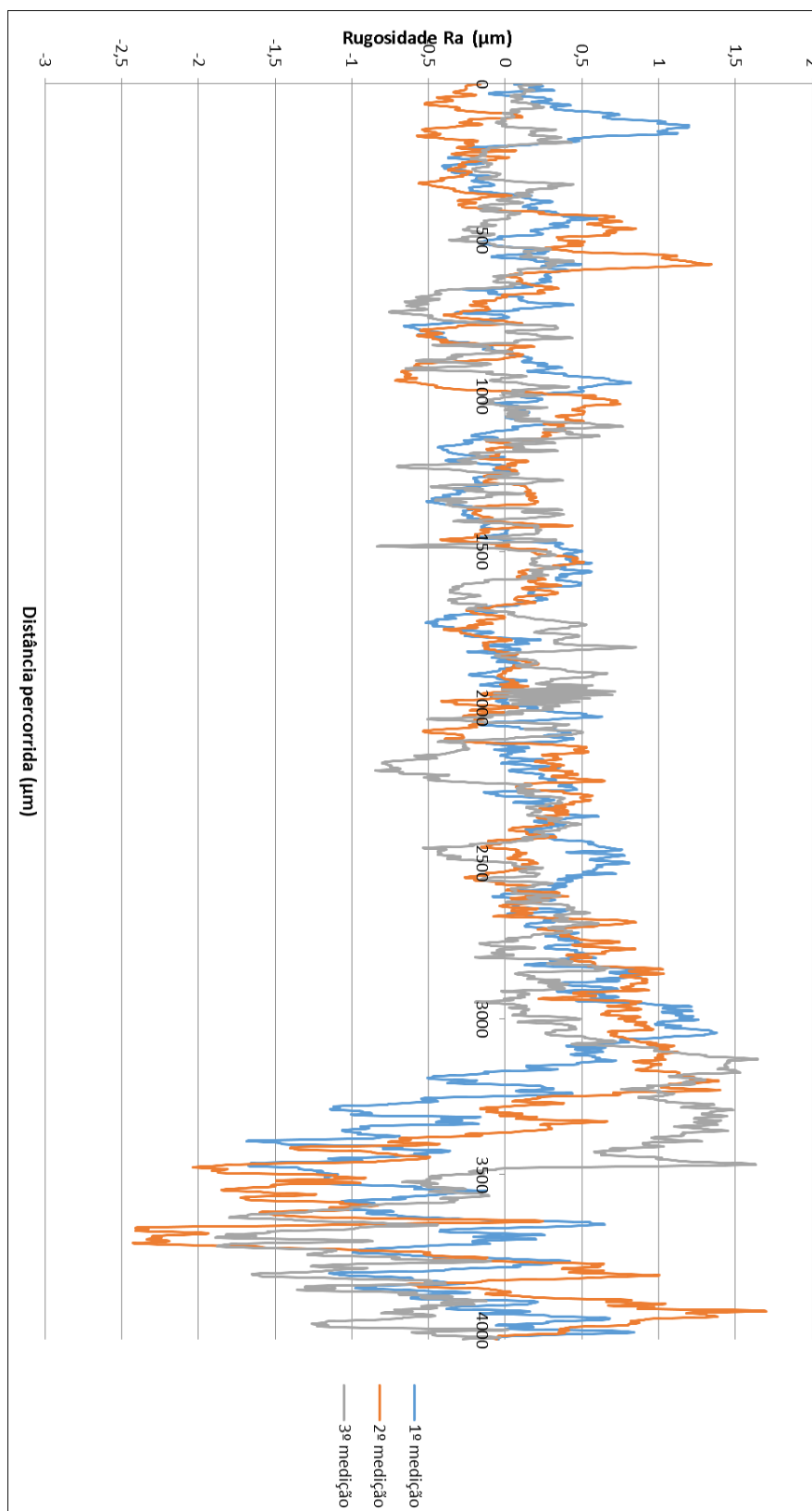
Rugosidade Ra na zona do furo reparado medida transversalmente, antes do processo de maquinagem química



Rugosidade Ra na zona do furo reparado medida transversalmente, após o processo de maquinagem química.

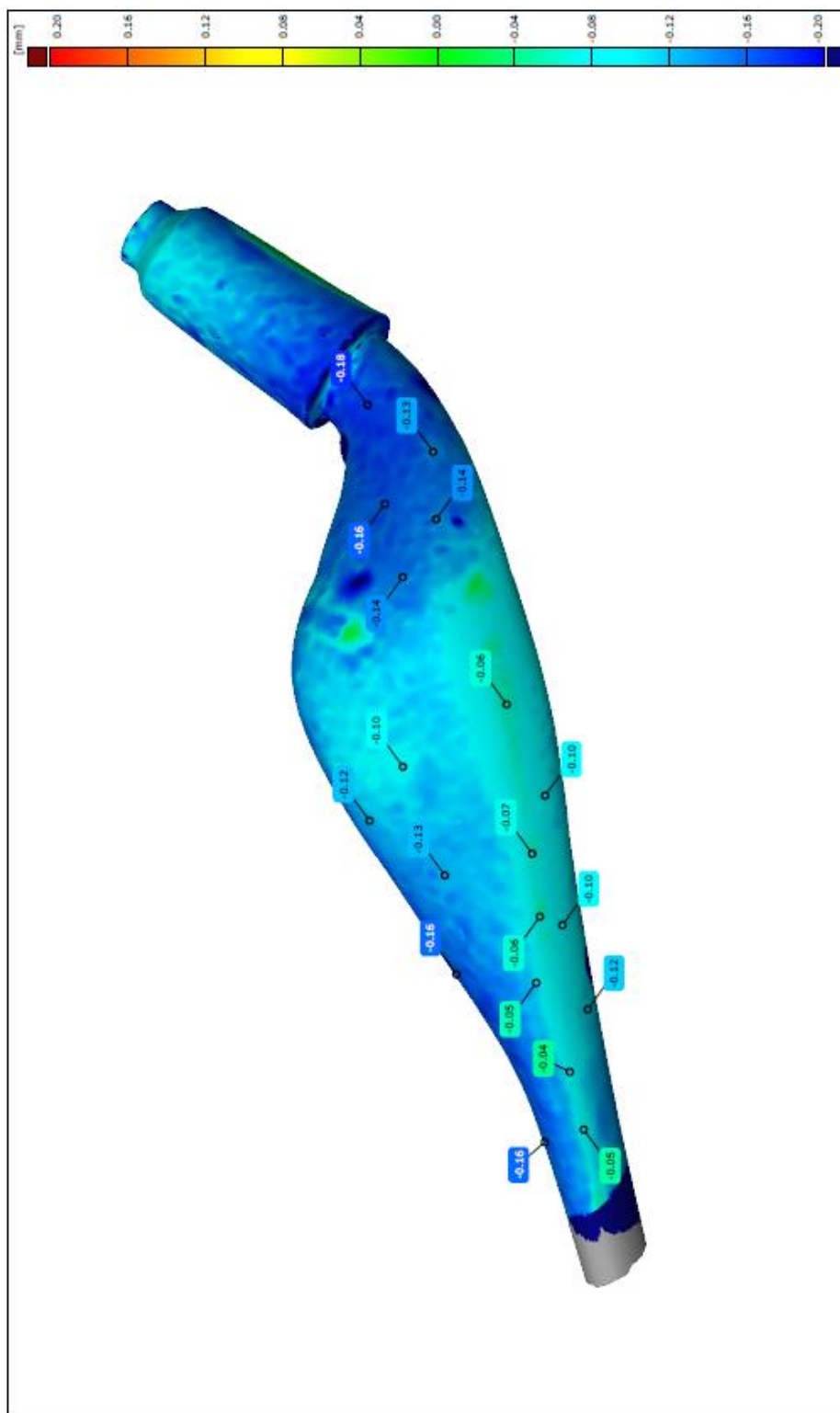


Rugosidade Ra na zona do furo reparado medida transversalmente, após o processo de maquinagem química

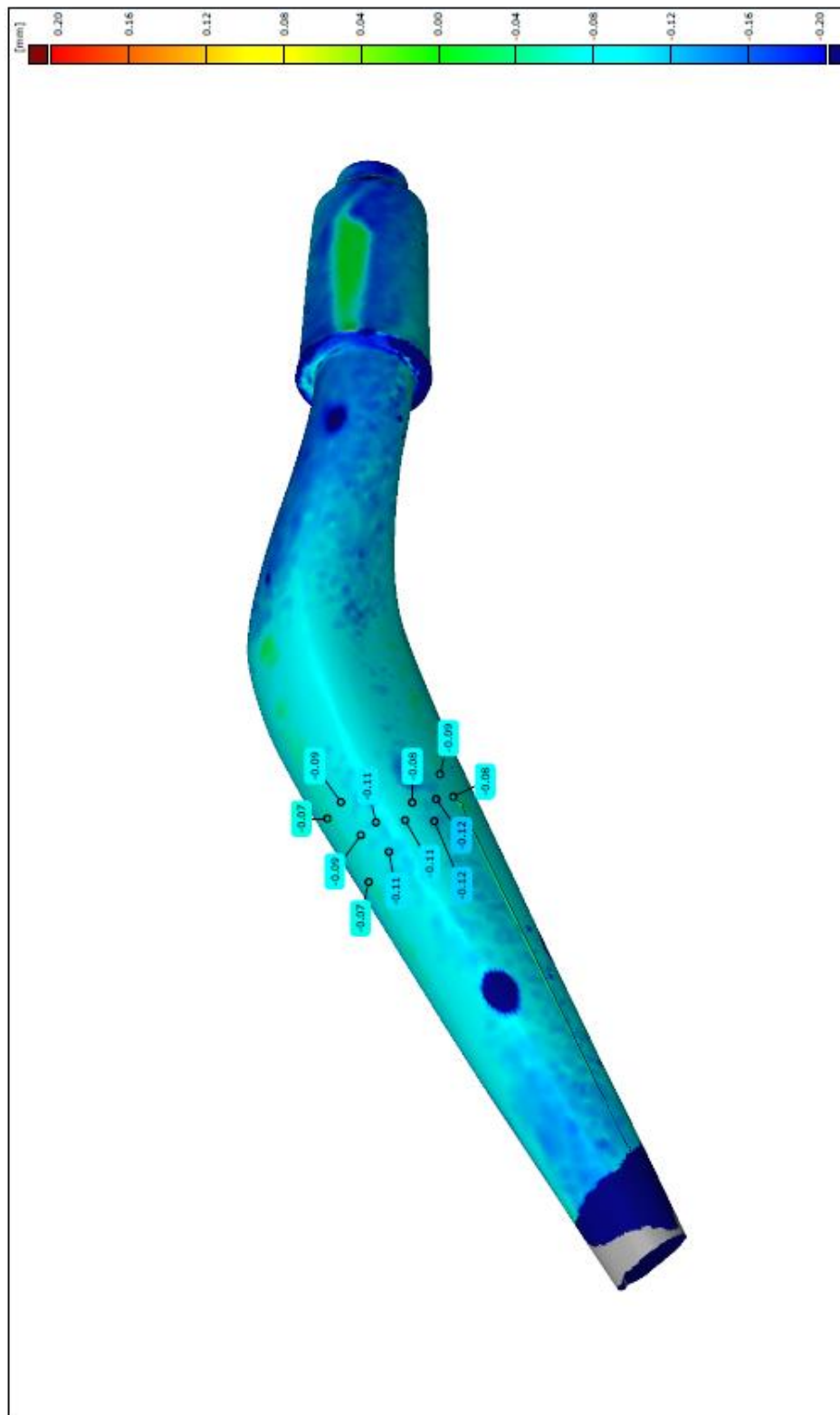


Anexo C: Levantamento de forma

Material base e Zona 2



Zona 1



Zona 3

